

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS - PPGEM

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO  
DE REVESTIMENTOS CERÂMICOS  
APLICADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA**

ÂNGELA BEATRIZ COELHO ARNT  
Mestre em Engenharia

Tese para a obtenção do título de doutor em Engenharia

Porto Alegre

1999

ESCOLA DE ENGENHARIA  
BIBLIOTECA

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS - PPGEM

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO  
DE REVESTIMENTOS CERÂMICOS  
APLICADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA**

Trabalho realizado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de concentração: Ciência do Materiais

Porto Alegre  
1999

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração Ciência dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Arão de Matos Dias

Prof. Dr. José Lesina Cesar

Prof. Dr. Afonso Reguly

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGEM:

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

## DEDICATÓRIA

A vida é assim:  
esquenta, esfria; aperta e afrouxa,  
mas o que realmente ela espera da gente  
é coragem para enfrentar tudo que vem pela frente.  
A Mariana e Marina, minhas filhas,  
símbolos presentes da coragem que eu tenho diante da vida



## **AGRADECIMENTOS**

Ao professor Carlos Pérez Bergmann pela dedicação e orientação recebida durante o trabalho.

A CAPES (Fundação Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pelo apoio financeiro.

Ao PADCT (Programa de Apoio de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) pelos recursos para a execução deste trabalho.

A empresa Metalcrom pelo uso de suas instalações conjuntamente com os aparelhos de aspersão térmica.

Aos laboratórios LACOR, LAMEF e CME pela utilização dos seus diversos equipamentos de análises.

Aos colegas do LACER que fizeram do convívio diário a maior arte de viver.

Aos bolsistas de Iniciação científica que colaboraram para a execução deste trabalho, em especial a Alexandros Evangelu Aravanis, Márcio Dias Lima, Antônio Shigueaki Takimi e Hugo Rocha Alves.

Ao Fred, meu marido, pelo convívio e pelos momentos de compreensão durante a etapa final deste trabalho.

A minha família, em especial a minha irmã Alba, que muitas vezes tornou-se a mãe substituta das minhas filhas.

A todas as pessoas que de alguma maneira contribuíram para a realização deste trabalho.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XV
RESUMO.....	XVI
ABSTRACT.....	XVIII

1- INTRODUÇÃO .....	1
2- OBJETIVOS.....	4
2.1 OBJETIVO GERAL.....	4
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	4
3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
3.1 DESGASTE.....	5
3.1.1 Controle do Desgaste.....	6
3.1.2 Classificação do Desgaste .....	8
3.1.2.1 Desgaste Abrasivo .....	8
3.1.2.2 Desgaste Erosivo .....	11
3.1.2.3 Desgaste Adesivo .....	12
3.2 MATERIAIS CERÂMICOS.....	13
3.2.1 Resistência ao Desgaste de Materiais Cerâmicos.....	13
3.2.1.1 Dureza.....	17
3.2.1.2 Tenacidade à Fratura .....	18

3.2.1.3 Resistência à Fadiga .....	20
3.2.1.4 Resistência à Corrosão .....	20
3.3 ASPERSÃO TÉRMICA.....	21
3.3.1 Técnicas de Aspersão Térmica .....	27
3.3.1.1 Plasma .....	28
3.3.1.2 HVOF (High Velocity Oxygen Fuel) .....	29
3.3.1.3 Outros Métodos de Aspersão .....	30
3.3.2 Revestimentos Cerâmicos Contra Desgaste .....	31
3.3.2.1 Alumina .....	31
3.3.2.2 Alumina/Titânia.....	34
3.3.2.3 Zircônia/Ítria .....	36
3.3.2.4 Carbetos de Tungstênio/Cobalto (12 e 17%).....	39
3.3.3 Microestrutura de Materiais Aspergidos Termicamente .....	42
<b>4- PARTE EXPERIMENTAL.....</b>	<b>48</b>
4.1 MATERIAIS .....	49
4.2 MÉTODOS .....	50
4.2.1 Aspersão Térmica .....	50
4.2.1.1 Equipamentos .....	50
Plasma Spray.....	50
HVOF (High Velocity Oxygen Fuel).....	52
4.2.1.2 Fabricação dos Corpos-de-Prova .....	53
4.2.2 Caracterização dos Revestimentos .....	56

4.2.2.1 Ensaio de desgaste .....	56
4.2.2.2 Porosidade .....	58
4.2.2.3 Microdureza.....	59
4.2.2.4 Rugosidade .....	59
4.2.2.5 Análise microestrutural .....	59
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>61</b>
5.1.POROSIDADE .....	61
5.2 TRINCAS, LAMELAS E REGIÃO INTERLAMELAR .....	66
5.3 FASES PRESENTES.....	88
5.4 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DESGASTADA.....	94
<b>6- CONCLUSÕES .....</b>	<b>99</b>
<b>7- SUGESTÕES.....</b>	<b>101</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>102</b>
<b>ANEXOS .....</b>	<b>111</b>



## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Processo de desgaste: A: desgaste abrasivo; B: desgaste adesivo; C: desgaste erosivo (Ball, 1986).....	7
Figura 3.2 - Tribossistemas nos quais há predominância de mecanismo de desgaste abrasivo: em calhas de transportes; sistemas hidráulicos com sujeira; extrusores; britadeiras; matrizes em moldes metálicos e no deslizamento onde o contra-corpo apresenta protuberâncias superficiais (Karl, 1987). ....	9
Figura 3.3 - Desgaste abrasivo entre dois e três corpos (Karl, 1987).....	10
Figura 3.4 - Mecanismo de desgaste. 1. Fadiga da fase transgranular; 2. Microtrincas no contorno de grão; 3. Indução de microtrincas no grão; 4. Despreendimento de fragmentos de grão; 5. Despreendimento do grão (Madruga, Silveira e Bergmann, 1994). ....	14
Figura 3.5 - Desgaste referenciado ao aço ST37 (DIN 1.0037) em função do ângulo de impacto (Madruga, Silveira e Bergmann, 1994).....	15
Figura 3.6 - Desgaste abrasivo em função da dureza do material (Madruga e Bergmann, 1994).....	18
Figura 3.7 - Relação entre dureza, tenacidade e resistência ao desgaste de um material (Madruga e Bergmann, 1994). ....	18
Figura 3.8 - Microestrutura típica de revestimentos aspergido termicamente (England, 1999). ....	23
Figura 3.9 - Relação dos fatores que afetam as propriedades dos revestimentos (Schwier e Beczkowiak, 1991). ....	25
Figura 3.10 - Representação esquemática do processo de aspersão térmica a plasma (England, 1999).....	28
Figura 3.11 - Representação esquemática do processo de aspersão térmica hipersônico (England, 1999). ....	29
Figura 3.12 - Variação da taxa de desgaste com o tamanho de grão para $Al_2O_3$ (Davidge, e Riley, 1995). ....	33

Figura 3.13 - Partícula de alumina (de aproximadamente 20 $\mu$ m de diâmetro) após impacto contra um substrato metálico (McPherson, 1981).....	33
Figura 3.14 - Diagrama de fases do sistema Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiO <sub>2</sub> (Schneider, 1991).....	35
Figura 3.15 - Percentual de cada fase em revestimentos de ZrO <sub>2</sub> -Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> como aspergida. (Suhr, Mitchell e Keller, 1984). ....	37
Figura 3.16 - Diagrama de Fases do sistema ZrO <sub>2</sub> +Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (Schneider, 1991).....	38
Figura 3.17 - Compostos presentes no diagrama de fases do sistema WC + Co (Barbezat, Müller e Walser, 1988). ....	42
Figura 3.18 - Impacto da partícula líquida junto ao substrato sólido: $\theta$ = ângulo de contato; $y$ = localização do anel de contrato; $\mu$ = velocidade descendente (Engel, 1955).....	45
Figura 3.19 - Posterior ao impacto da partícula líquida junto ao substrato sólido (Engel, 1955).....	46
Figura 3.20 - Caminho do calor a partir do substrato para a interface sólido-líquido (Moreau, 1992).....	46
Figura 4.1 - Fluxograma representativo do procedimento experimental para a obtenção de revestimentos com vista ao estudo da sua resistência ao desgaste.....	48
Figura 4.2 - Esquema do aparelho de plasma <i>spray</i> utilizado para a obtenção dos revestimentos cerâmicos. (1) Tubo de gás hélio (formação do plasma); (2) Tubos de gás argônio (carregador); (3) Bomba d'água (refrigeração da pistola); (4) Pistola; (5) Painel de controle; (6) Retificador de corrente; (7) Transformador; (8) Alimentador do pó de aspersão; (9) Injeção do pó na pistola. ....	51
Figura 4.3 - Esquema do aparelho de HVOF utilizado para a obtenção dos revestimentos com matriz metálica e de natureza metálica. (1 e 2) Tanque de oxigênio (gás comburente) e tanque de querosene (combustível); (3) Painel de operação (onde dá-se a partida do equipamento e de onde saem as ligações que se conectam à pistola de aspersão); (4 e 5) Entrada e saída d'água de refrigeração; (6) Pistola de aspersão; (7) Alimentador; (8) Camisa refrigeradora no bico da pistola.....	52



Figura 4.4 - Corpo-de-prova utilizados neste trabalho .....	53
Figura 4.5 - Suporte onde foram fixados os corpos-de-prova a fim de serem revestidos .....	55
Figura 4.6 - Fluxograma representativo dos parâmetros utilizados com a finalidade de obtenção de diferentes microestruturas .....	55
Figura 4.7 - Equipamento empregado para os ensaios de desgaste. ....	56
Figura 4.8 - Movimentos relativos do tambor .....	57
Figura 4.9 - Suporte de fixação do corpo-de-prova.....	57
Figura 5.1 - Desgaste por abrasão de revestimentos aspergidos termicamente, comparados em função da sua porosidade. Cerâmicos: A= $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT= $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY= $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; cerâmico com matriz metálica: C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e liga metálica: M= (liga de Ni-Cr-W).....	61
Figura 5.2 - Variação entre a porosidade e desgaste nos materiais cerâmicos em matriz metálica em relação ao material cerâmico. AT= $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; C12= WC-Co(12%) e C17= WC-Co(17%). ....	63
Figura 5.3 - Micrografia de topo do sistema $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ aspergido termicamente por plasma spray.....	64
Figura 5.4 - Micrografias de topo dos sistemas WC-Co(12%) e WC-Co(17%), aspergidos termicamente por HVOF. ....	65
Figura 5.5 - Micrografia de topo do sistema $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ aspergido termicamente por plasma spray.....	67
Figura 5.6 - Resistência ao desgaste dos sistemas investigados em comparação com a rugosidade da superfície antes de sofrer o procedimento de desgaste abrasivo. A= $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT= $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY= $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W).....	68
Figura 5.7 - Variação do desgaste em função da distância de aspersão. A= $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT= $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY= $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W). ....	70

- Figura 5.8 - Micrografias do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  aspergido termicamente por plasma spray. Onde: A= redução da distância de aspersão (40 mm); B= distância padrão (80 mm); C= aumento da distância de aspersão (120 mm)..... 71
- Figura 5.9 - Micrografia da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  aspergida termicamente por plasma spray. Onde: A= redução da distância de aspersão (40 mm); B= distância padrão (80 mm); C= aumento da distância de aspersão (120 mm). .... 73
- Figura 5.10 - Micrografias de topo do sistema  $\text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$ , aspergido termicamente por plasma spray, em relação a distância de aspersão. Onde: A= redução da distância de aspersão (55 mm); B= distância padrão (110 mm); C= aumento da distância de aspersão (165 mm). .... 74
- Figura 5.11 - Variação do desgaste medido para os revestimento em relação à variável pré-aquecimento do substrato. A= $\text{Al}_2\text{O}_3$ , AT= $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY= $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12=WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W). .... 76
- Figura 5.12 - Desgaste em relação à porosidade do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , para variações nos níveis de pré-aquecimento (0 s, 15 s, 30 s e 45 s). .... 77
- Figura 5.13 - Variação do percentual de desgaste obtido com os diversos níveis de pré-aquecimento, em relação ao desgaste sofrido pelo revestimento sem pré-aquecimento. .... 78
- Figura 5.14 - Micrografias do sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  aspergido termicamente por plasma spray com variação do pré-aquecimento do substrato. Onde A= sem pré-aquecimento; B= pré-aquecimento de 30 s; C= pré-aquecimento 45s ... 79
- Figura 5.15 - Micrografias do sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  aspergido por plasma spray com variação do pré-aquecimento do substrato. Onde A= sem pré-aquecimento; B= pré-aquecimento de 15 s; C= pré-aquecimento de 45 s..... 80
- Figura 5.16 - Micrografias de topo da liga metálica à base de Ni-Cr-W aspergida por HVOF com variação do pré-aquecimento do substrato. Onde A= sem pré-aquecimento; B= pré-aquecimento de 30s. .... 81
- Figura 5.17 - Micrografias dos sistemas WC-Co(12%) e WC-Co(17%), aspergidos sem pré-aquecimento do substrato por HVOF. .... 82



Figura 5.18 - Desgaste abrasivo do sistema WC-Co, com variação do percentual da matriz metálica. ....	83
Figura 5.19 - Desgaste abrasivo sofrido pelos sistema com relação a espessura da camada depositante (0,5 mm e 0,25 mm). ....	85
Figura 5.20 - Micrografia do sistema $ZrO_2+Y_2O_3$ aspergido por plasma spray, com redução da espessura da camada (0,25 mm ) (A) e com espessura padrão (0,5 mm) (B). ....	86
Figura 5.21 - Micrografias de topo dos sistemas WC-Co(12%) (A) e WC-Co(17%) (B) aspergidos por HVOF, com redução da espessura da camada (0,25 mm). ....	87
Figura 5.22 - Difratoograma do sistema $Al_2O_3+TiO_2$ obtido após o procedimento de aspersão térmica por plasma spray. ....	89
Figura 5.23 - Difratoograma da $Al_2O_3$ obtido após o procedimento de aspersão térmica por plasma spray. ....	89
Figura 5.24 - Difratoograma da $Al_2O_3$ obtido após procedimento de aspersão térmica com redução da distância de aspersão (40 mm) por plasma spray. ....	90
Figura 5.25 - Difratoograma da $Al_2O_3$ obtido após procedimento de aspersão térmica com aumento da distância de aspersão (120 mm) por plasma spray. ....	91
Figura 5.26 - Difratoograma do pó de $ZrO_2+Y_2O_3$ antes da aspersão térmica por plasma spray. ....	92
Figura 5.27 - Difratoograma do sistema $ZrO_2+Y_2O_3$ obtido após o procedimento de aspersão térmica por plasma spray. ....	92
Figura 5.28 - Difratoograma do sistema WC-Co(12%) obtido após o procedimento de aspersão térmica por HVOF. ....	93
Figura 5.29 - Difratoograma do sistema WC-Co(17%) obtido após o procedimento de aspersão térmica por HVOF. ....	93
Figura 5.30 - Micrografia de corte transversal dos sistemas após procedimento de desgaste com relação à porosidade residual. A= $Al_2O_3$ ; AT= $Al_2O_3+TiO_2$ ; ZY=	

$ZrO_2 + Y_2O_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W).

..... 96

Figura 5.31 - Micrografias de topo dos sistemas utilizados com redução da distância de aspersão, após o procedimento de desgaste: A=  $Al_2O_3$ ; AT= $Al_2O_3 + TiO_2$ ; ZY=  $ZrO_2 + Y_2O_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17=WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W). ..... 97

Figura 5.32 - Micrografias de topo, com aumento da distância de aspersão dos sistemas utilizados, após o procedimento de desgaste. A=  $Al_2O_3$ ; AT= $Al_2O_3 + TiO_2$ ; ZY=  $ZrO_2 + Y_2O_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17=WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W). ..... 98

## LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Sistemas cerâmicos e metálico escolhidos para a aspersão térmica de revestimentos resistentes ao desgaste. ....	49
Tabela 4.2 - Características dos pós de aspersão térmica empregados. ....	50
Tabela 4.3 - Parâmetros de deposição do equipamento plasma <i>spray</i> . ....	51
Tabela 4.4 - Parâmetros de deposição do equipamento de HVOF. ....	53
Tabela 4.5 - Características da liga metálica (Ni-Cr20) empregada como camada de ligação entre o substrato e os pós cerâmicos aspergidos termicamente...	54

## RESUMO

Neste trabalho, a resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos cerâmicos ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  e  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ) foi avaliada em relação a diferentes fatores operacionais aplicados com a técnica de aspersão térmica. Utilizou-se outros revestimentos de natureza cerâmica com matriz metálica (compósitos) (WC-Co(12%) e WC-Co(17%)) e metálica (liga à base de Ni-Cr-W), para fins comparativos.

Foram empregadas duas técnicas distintas de aspersão térmica para a obtenção dos revestimentos: plasma *spray* e hipersônico. Os corpos-de-prova foram primeiramente submetidos à deposição com uma liga Ni-Cr20, com a finalidade de diminuir as tensões de natureza térmica, e após sofreram a deposição do pó cerâmico. Os revestimentos foram então submetidos a um desgaste abrasivo em um abrasímetro, que promovia 3 movimentos rotativos contra uma lixa abrasiva.

Considerando todos os sistemas comparados (cerâmicos, compósitos e metálico), o que apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo foi o WC-Co(12%).

Foi constatada uma correlação da porosidade com a resistência ao desgaste para os sistemas cerâmicos. Para o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , a maior resistência ao desgaste foi apresentada pelas amostras com menor porosidade. O mesmo comportamento não foi observado com os sistemas cerâmicos com matriz metálica e metálico, onde menores resistências ao desgaste foram obtidas para revestimentos com baixas porosidades.

Também o efeito das tensões produzidas durante o procedimento de aspersão térmica foi avaliado em relação à resistência ao desgaste abrasivo. Para tanto, foram variados a distância de aspersão, o tempo de pré-aquecimento do substrato e a redução da espessura da camada depositada.

O sistema cerâmico  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  teve um ganho de 46% e 61% na resistência ao desgaste, quando respectivamente aspergido sem pré-



aquecimento do substrato e com redução da distância de aspersão. Com a redução da espessura da camada depositada, os sistemas cerâmicos via de regra diminuíram a resistência ao desgaste, ao passo que para o sistema WC-Co (17%), o acréscimo foi de 53%. A razão para tanto foi imputada ao alívio de tensões.

Os resultados obtidos permitiram avaliar a dependência da resistência ao desgaste de materiais cerâmicos (em comparação com materiais compósitos e metálico) aspergidos termicamente com fatores microestruturais como porosidade (quantidade e tamanho de poros), presença de trincas e descontinuidade das camadas lamelares, típicas de microestruturas aspergidas termicamente.

## ABSTRACT

In this work the abrasive wear resistance of ceramic coatings ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  and  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ) was evaluated to different operational factors applied through thermal spray technique. Others coatings of ceramic nature were used with metallic matrix, for comparative analysis.

Two different thermal spraying techniques were used to obtain the coatings: plasma spray and high velocity oxygen fuel. The specimens were first coated with an alloy NiCr20 in order to reduce the thermal stress, and after that, they were coated with ceramic powder. The coatings were submitted to abrasive wear in a wear machine adjusted to do 3 rotatives motions against an abrasive sandpaper.

Considering all systems that were compared (ceramic, metal matrix composites and metallic), the system that shown the highest abrasive wear resistance is WC-Co(12%).

A correlation was found between the porosity and the wear resistance for ceramic systems was found. The highest wear resistance was found with a low level of porosity. The same behavior was not observed to the ceramic systems with metallic matrix and metallic, where the lower wear resistances obtained for coatings without lower porosities.

Also, the stress effect, generated during thermal spraying procedure, was evaluated, correlating with the abrasive wear resistance. Pre-heating time of the substrate and the coating thickness reduction were varied.

The ceramic system  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  showed an increase of wear resistance of 46% and 61%, when it was respectively sprayed without pre-heating of the substrate and with the reduction of the spray distance. The ceramic systems had their wear resistance diminished by decreasing the coating thickness, whereas for the WC-Co(17%) the wear resistance was increased by 53%. The reason of this behavior was attributed to the stress relaxation.

The results obtained, allowed us to establish the resistance dependence of thermal spraying ceramic materials with microstructural factors like porosity (quantity and pore size), presence of cracks and lamellar layers fractured, that are typical characteristics of thermal sprayed microstructures.

## 1- INTRODUÇÃO

O desgaste é um processo de degradação de um material quando em serviço. Está presente em diferentes situações onde ocorre a perda progressiva de material a partir da superfície, por contato ou movimento relativo de um sólido, em relação a outro sólido, líquido ou gás. Assim, sofrem desgaste equipamentos com partes móveis, como anéis de pistão em motores a explosão, matrizes de prensagem, vedações hidráulicas e no nosso cotidiano, pode ser absorvido como em roupas, móveis, degraus de escadas; e mesmo no corpo humano, em articulações, como joelhos e cotovelos. Como resultado, há uma perda do desempenho funcional que acarreta, no caso de equipamentos, custos apreciáveis com substituições e reparos.

A causa e os mecanismos que provocam o desgaste em materiais são muito variados, e devem ser abordados dentro de uma maior complexidade, definida pelo sistema tribológico. O sistema tribológico engloba a superfície que sofre o desgaste, o agente de desgaste e o meio em que as partes envolvidas estão em contato. O balanço de energia na interface de contato é provavelmente a mais importante informação e tem considerável influência no tipo de mecanismo de desgaste. Para determinados mecanismos, dureza e tenacidade à fratura são propriedades consideradas mais importantes para fazer frente a solicitações que provocam desgaste.

No desenvolvimento de materiais resistentes ao desgaste abrasivo (uma das formas de desgaste mais corriqueira e responsável por volumosas perdas na Indústria moderna), a alternativa de proteção de materiais por revestimentos superficiais atrai grande interesse, pois seriam modificadas apenas as propriedades superficiais do material, onde se dá o fenômeno de desgaste, sem modificação do corpo, da peça ou componente revestido; como também a diminuição do custo, porque não necessitamos utilizar um material mais nobre em toda a peça, mas somente em sua superfície. Assim, a peça ou componente teria preservadas suas propriedades de volume e otimizadas suas propriedades de superfície, pela aplicação de um material como revestimento mais condizente com os esforços que provoquem desgaste abrasivo.



Dentre as técnicas de aplicação de revestimentos superficiais, o processo de aspersão térmica (*thermal spraying*) encontra lugar de destaque. Por essa técnica, as partículas do material são aceleradas, aquecidas e projetadas sobre um substrato. Essas partículas podem estar sob a forma de pó, fio ou vareta, constituídas de materiais cerâmicos, metálicos ou poliméricos.

Além dos parâmetros de processos, como fonte de energia, distância de projeção, por exemplo, a compatibilidade entre as propriedades físicas, químicas e mecânicas dos materiais envolvidos na interface substrato/revestimento influencia significativamente a aderência do revestimento ao substrato.

Os materiais cerâmicos são freqüentemente requisitados, devido ao conjunto de suas propriedades, em aplicações onde se necessite resistência ao desgaste. A Engenharia de Superfície tem assim nesta classe de materiais inúmeros sistemas que são passíveis de serem aspergidos termicamente. Surge uma família de revestimentos protetores que promovem à peça ou componente uma vida útil maior, quando o principal fator de sua redução é o desgaste inerente às condições de serviço.

No entanto, para a definição da melhor solução via revestimentos resistentes ao desgaste, são necessárias informações sobre os fenômenos predominantes nos mecanismos que atuam sobre tais revestimentos quando solicitados por agentes abrasivos. Por outro lado, o conhecimento da resposta da microestrutura do material cerâmico a tais solicitações completa a abordagem do sistema tribológico necessária para a otimização de soluções com o emprego de materiais cerâmicos contra o desgaste abrasivo.

Na aspersão térmica, a variação da microestrutura está associada com parâmetros do processo, como: distância de aspersão, pré-aquecimento do substrato e espessura da camada depositada. A definição dos materiais como revestimentos, e sua maior ou menor resistência ao desgaste abrasivo, é um primeiro passo na obtenção de superfície mais resistentes às solicitações de desgaste. Porém, é na construção da microestrutura destes revestimentos que ficarão definidas as reais vantagens a serem alcançadas com o uso da

Engenharia de Superfície na busca de uma maior vida útil para materiais submetidos ao desgaste abrasivo.

## **2- OBJETIVOS**

### **2.1 OBJETIVO GERAL**

O objetivo deste trabalho é a obtenção de uma correlação entre a microestrutura de revestimentos cerâmicos aspergidos termicamente e sua resistência ao desgaste abrasivo.

### **2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

A realização deste trabalho envolveu os seguintes objetivos específicos:

1 - Fabricação por aspersão térmica de revestimentos de diferentes sistemas cerâmicos – e para efeito de comparação, cerâmicos com matriz metálica e metálico - que apresentassem microestrutura diferenciada.

2 - Variação dos parâmetros processuais na aspersão térmica dos materiais selecionados de modo a obter-se variação de suas microestruturas como revestimentos.

3 - Determinação de uma metodologia para a análise da resistência ao desgaste dos revestimentos investigados.

4 - Caracterização de propriedades e da microestrutura dos revestimentos obtidos e sua correlação com o desgaste abrasivo medido.

### 3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 DESGASTE

Desgaste é definido como perda progressiva do material a partir de sua superfície, resultado de causas mecânicas, isto é, do contato e movimento relativo com outro sólido, líquido ou gás, atuando em contra fluxo.

A Tribologia, como a ciência que se ocupa com a causa e mecanismos de desgaste, consolidou-se a partir da década de 50. O conhecimento dos fenômenos que determinam uma maior ou menor resistência dos materiais quando submetidos ao desgaste é o objetivo principal da tribologia. A partir deste conhecimento, é possível adotar medidas preventivas de *design*, seleção, fabricação e lubrificação que diminuam o efeito das solicitações de desgaste no desempenho de um material quando em serviço.

Para Hoppert (1990), desgaste ocorre sempre em superfícies contendo dois corpos movendo-se um em relação ao outro, sob a ação de uma força. O desgaste resultante é sempre uma propriedade do sistema tribológico, e depende da combinação dos materiais envolvidos e de suas propriedades físicas e químicas.

Gates e Gore (1995) definem desgaste como um processo fundamentalmente microscópico, a partir do qual o material é removido da superfície.

Quando se estuda as conseqüências desastrosas do desgaste em materiais, primeiramente deve-se estabelecer que tipo de mecanismo está atuando. Em relação às diferentes categorias de desgaste, Ball (1986) divide-as em três categorias básicas: o desgaste abrasivo, erosivo e adesivo. Budinski (1987) define quatro tipos principais de tribossistemas que produzem desgaste. Os quatro tribossistemas básico são:

- i) Sólidos relativamente lisos, deslizando sobre outros sólidos;



ii) Substâncias duras, pontiagudas, deslizando sobre superfícies mais maleáveis;

iii) Superfícies de fadiga, causadas por tensões repetidas (usualmente compressiva);

iv) Flúidos com ou sem sólidos suspensos em movimento com relação a uma superfície sólida.

O maior dano do desgaste ocorre em tribossistemas que contenham um ou mais destes triboeventos.

Se for considerado que os tipos *i)* e *ii)* de Budinski poderiam ser enquadráveis no desgaste adesivo e os tipos *iii)* e *iv)* como respectivamente desgaste abrasivo e erosivo, obter-se-ia novamente a classificação mais comum para o fenômeno do desgaste: abrasivo, erosivo e adesivo. A Figura 3.1 ilustra estes três tipos de desgaste.

### 3.1.1 CONTROLE DO DESGASTE

O controle do desgaste é efetuado através da taxa de desgaste, medida como peso (volume) perdido por distância de deslizamento ou unidade de tempo.

Evans e Marshall, citados por Hockin (1995), derivaram uma expressão onde o volume de remoção de material é dado em função da carga normal e das dos materiais envolvidos:

$$V = \frac{\delta P^{9/8} \left( \frac{E}{H} \right)^{5/8}}{\left( K_c^{1/2} H^{5/8} \right)} \quad \text{Equação (3.1)}$$

onde:

V= volume do material removido;

P= carga normal;

E= módulo de elasticidade;

H= dureza;

Kc= tenacidade à fratura do material;

δ= constante independente do material.

Esta equação estabelece relação entre a remoção do material e suas propriedades mecânicas, mas não diretamente com a microestrutura, como por exemplo, tamanho de grão do material.

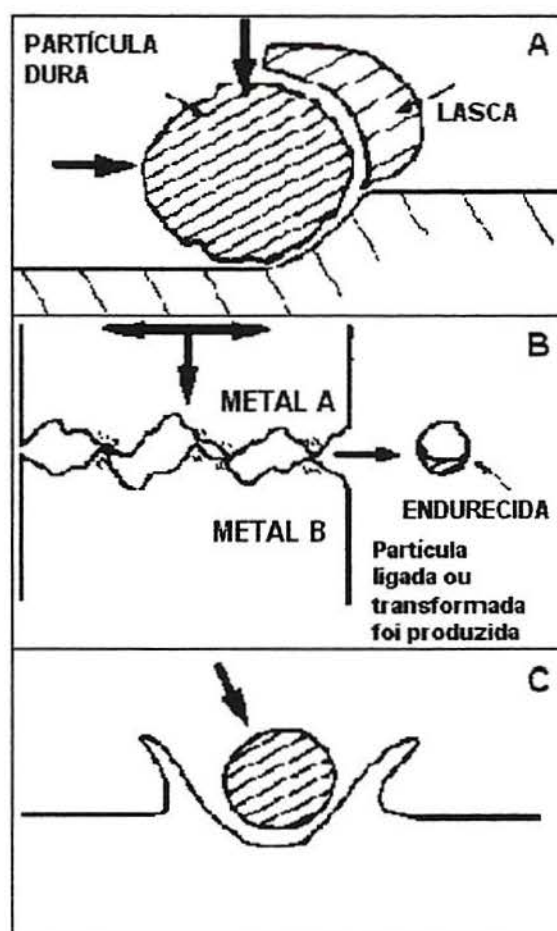


Figura 3.1 - Processo de desgaste: A: desgaste abrasivo; B: desgaste adesivo; C: desgaste erosivo (Ball, 1986).

Para Landsdown e Price (1986), a taxa de desgaste é proporcional ao tempo de contato efetivo e não ao material ou à granulometria do abrasivo, sendo sua resistência ao desgaste definida pela microestrutura.

Para Dong, Jahanmir e Hsu (1991), os fatores que afetam a taxa de desgaste abrasivo são as propriedades da superfície e do abrasivo, a natureza e severidade das interações entre si.

As manifestações físicas e fenomenológicas do desgaste inclui o aparecimento na superfície de algum rejeito produzido no desgaste, o que na

maioria das vezes, é passível de amostragem. Análises por microscopia óptica podem fornecer importantes informações quanto ao mecanismo de remoção de material (*pite*, abertura de ranhuras), deformação (cratera, material acumulado), mudanças no material (dureza, transformação de fase), fusão incipiente, etc, na superfície e regiões de sub-superfície (Gates e Gore, 1995).

### **3.1.2 CLASSIFICAÇÃO DO DESGASTE**

#### **3.1.2.1 Desgaste Abrasivo**

A abrasão ocorre quando o material é retirado da superfície por ação de partículas duras. A taxa de desgaste depende do grau de penetração do abrasivo na superfície do material que está sofrendo a abrasão. Para Araújo (1996), tem-se um desgaste maior quanto mais duro for o abrasivo do que a superfície que está sofrendo a abrasão.

A superfície desgastada está sujeita a uma carga elevadíssima (pressão em uma pequena área) que causa não somente a penetração do abrasivo, mas também a fratura de fases duras presentes na superfície e a própria deformação plástica da matriz. Abrasão com baixa carga resulta da ação de deslizamento livre de partículas abrasivas sobre uma superfície. Abrasão com carga elevada ocorre quando materiais abrasivos são pressionados entre duas superfícies.

A Figura 3.2 apresenta situações de desgaste abrasivo, presentes em diferentes sistemas tribológicos, típicos de alguns ambiente industriais.

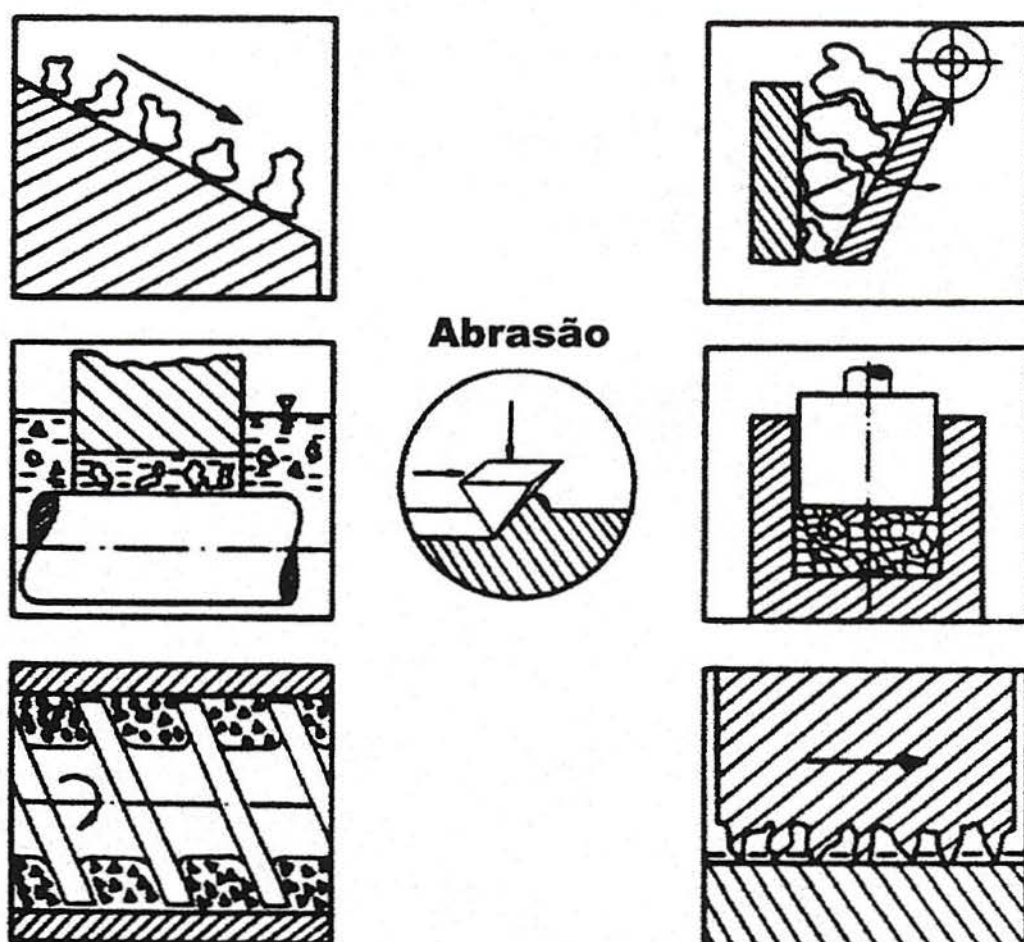


Figura 3.2 - Tribossistemas nos quais há predominância de mecanismo de desgaste abrasivo: em calhas de transportes; sistemas hidráulicos com sujeira; extrusores; britadeiras; matrizes em moldes metálicos e no deslizamento onde o contra-corpo apresenta protuberâncias superficiais (Karl, 1987).

A Figura 3.3, segundo Karl (1987), ilustra o desgaste abrasivo ocorrendo com 2 ou 3 corpos, onde partículas sólidas são retidas de uma ou duas superfícies com as quais as partículas estão em contato.

Para Dong, Jahanmir e Hsu (1991), as interações presentes no mecanismo de desgaste abrasivo, podem ser divididos em:

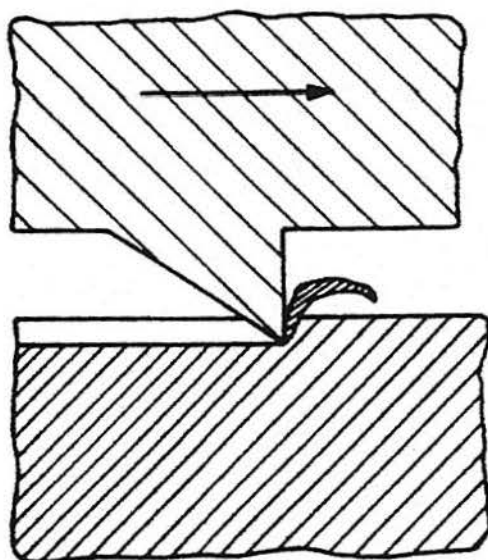
i) Abrasão de baixa tensão: É essencialmente o primeiro mecanismo de dano. Em superfícies sujeitas à abrasão de baixa tensão, o material é removido por partículas duras e agudas, sulcando o material em microranhas.



ii) Abrasão de alta tensão: Caracteriza-se por riscos ou *pites*, resultantes da deformação plástica da superfície. O dano é mais severo do que a abrasão de baixa tensão. Para fazer frente a esta forma de desgaste, é necessário que a superfície resistente tenha uma resistência à compressão maior do que a do abrasivo.

iii) Abrasão por lascamento: A remoção do material é causada pela ação de repetidas compressões de carregamento de materiais duros contra uma superfície lisa ou macia, usualmente um metal. O mecanismo da abrasão por lascamento pode ser associada a sucessivas deformações plásticas, que encruam a superfície do material, fragilizando-a e provocando a remoção de lascas macroscópicas.

**Abrasão entre dois corpos**



**Abrasão entre três corpos**

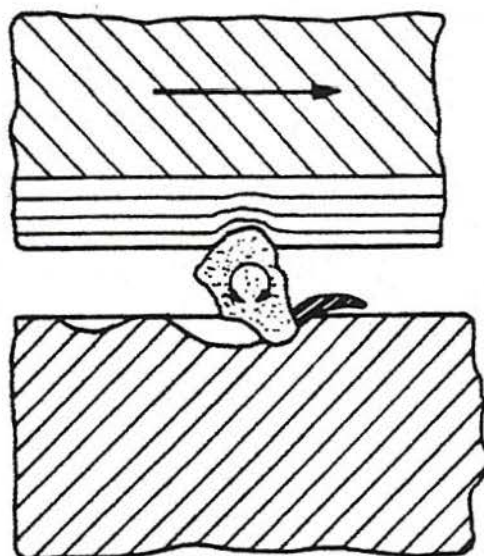


Figura 3.3 - Desgaste abrasivo entre dois e três corpos (Karl, 1987).

Hockin (1995) acrescenta que o mecanismo de remoção do material no desgaste abrasivo de cerâmicos tem sido descrito em função do tipo de dano produzido. Segundo esse autor, podem ser observados dois tipos de fraturas: fraturas médias, que são normais à superfície, e fraturas laterais, que são paralelas à superfície. As fraturas médias estão geralmente associadas com a

degradação da resistência, já as laterais são responsáveis pela remoção do material.

### 3.1.2.2 Desgaste Erosivo

A erosão é uma forma de desgaste caracterizada pela perda de material, originada a partir da superfície sólida devido à interação mecânica entre a superfície e um fluido. O fluido pode conter sólidos, se não originalmente, a partir da incorporação do material removido pelo próprio desgaste.

Segundo Ball (1986), as principais variáveis que afetam a severidade da erosão incluem tamanho, natureza, massa da partícula, tipo e velocidade do fluxo das partículas erosivas e ângulo de impacto. O desgaste oxidante pode levar ainda à corrosão e contribuir para a total perda do material em ambientes aquosos.

Karl (1987) acrescenta que a erosão por jato de ar é causada por partículas sólidas as quais são carregadas por uma corrente de ar ou aceleradas por forças. O ângulo de incidência das partículas influencia substancialmente o desgaste e prolonga o mecanismo de desgaste.

Algumas variantes do processo de desgaste por erosão são relatadas na literatura:

i) Erosão *slurry*: É a perda progressiva de material da superfície sólida por ação de uma mistura de partículas sólidas em um líquido em movimento. Se a superfície sólida é capaz de corroer na porção fluída da pasta, a corrosão da pasta conterá componentes de corrosão. *Slurry*, por definição, é uma mistura física de partículas sólidas e um fluido multifase (gás e/ou líquido). A sua erosividade depende do volume da fração sólida, da angularidade (morfologia), tamanho e dureza das partículas.

ii) Erosão por choque: Erosão por choque promove a remoção progressiva do material a partir da superfície sólida por choque contínuo de um fluido.

iii) Erosão por choque de partículas sólidas: É uma forma de erosão produzida por uma sucessão de impactos de partículas sólidas na superfície. O



mecanismo de desgaste da superfície pode ser a simples deformação plástica, com cada partícula formando uma pequena cratera, ou por microlascamentos.

iv) Cavitação: O desgaste por cavitação ocorre pela perda do material a partir da ação de bolhas em um fluido em combustão próxima à superfície sólida.

### 3.1.2.3 Desgaste Adesivo

O desgaste por adesão ocorre pela perda progressiva de material a partir de superfícies sólidas em contato e em movimento. É iniciado por ligações localizadas entre estas superfícies. A origem deste tipo de desgaste está geralmente baseada no mesmo fenômeno que é responsável pela fricção.

Para Karl (1987), o desgaste por adesão é um fenômeno que resulta em forças atrativas entre duas superfícies em contato fechado. Adesão interfacial pode ser devido a ligações iônicas, covalentes, metálicas, pontes de hidrogênio ou forças de van der Waals. Ligações adesivas são favorecidas por deformação plástica e pela ausência de impurezas na superfície metálica (ausência de óxidos, por exemplo). A literatura difere dois principais desgastes por adesão:

i) Fadiga da superfície: Fratura da superfície sólida causada por tensão cíclica produzida a partir de repetidos rolamentos e deslizamentos na superfície. A remoção do material poderá ocorrer por quebra da superfície, a partir de *pites* localizados: a sucessiva fadiga e formação de trincas nas regiões da superfície promove um ciclo tribológico que resulta em separação do material.

ii) Desgaste por atrito acelerado (*fretting*): É definido como um movimento oscilatório de pequena amplitude entre duas superfícies sólidas. Frequentemente, ocorre entre partes que são envolvidas por movimento relativo. Inicia-se por adesão local nas superfícies de união. Esta adesão é microscópica, e a superfície danifica-se quando as junções crescem e fraturam.

## **3.2 MATERIAIS CERÂMICOS**

### **3.2.1 RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE MATERIAIS CERÂMICOS**

Os materiais cerâmicos devido a sua constituição heterogênea e alta dureza são empregados contra o desgaste abrasivo (riscos, ranhuras e microtensão). Genericamente, apresentam transformações de fases, e certa porosidade (normalmente remanescente do processo de sinterização). Devido à falta de plasticidade, picos de tensão não são transformados em deformação plástica, tendendo o material a microfraturas.

Os materiais cerâmicos cada vez mais substituem materiais metálicos, pois apresentam propriedades intrínsecas de resistência quando solicitados por desgaste, mesmo em altas temperaturas e em ambientes corrosivos; ou seja, sob o aspecto tribológico, a alta dureza, resistência à temperatura e estabilidade química são características dos materiais cerâmicos favoráveis a uma maior durabilidade quando solicitados por desgaste do que os materiais metálicos.

Para Berthier (1990), devido à movimentação relativa entre superfícies e/ou contato desta com outra(s) substância(s), dois mecanismos concorrem para a retirada do material da superfície: o material pode ser removido da superfície por microfraturas ou por reação química. Os materiais cerâmicos têm grande susceptibilidade a trincas e microfissuras, além de serem materiais tipicamente frágeis. Materiais dúcteis, como metais e polímeros, sucumbem preferencialmente através da deformação plástica, por descascamento ou corte a partir da superfície. Materiais frágeis, entretanto, são removidos pela interligação de trincas que divergem do ponto de choque da partícula com a superfície (Hoppert, 1990). A Figura 3.4 ilustra, esquematicamente, o mecanismo de desgaste de materiais frágeis.



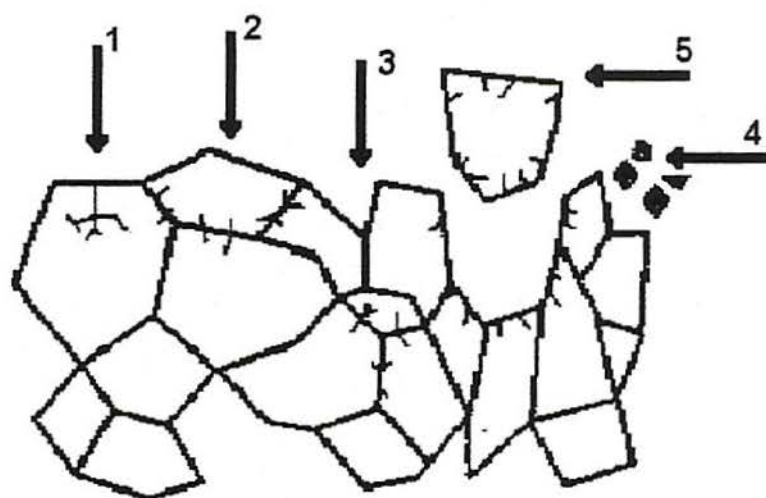


Figura 3.4 - Mecanismo de desgaste. 1. Fadiga da fase transgranular; 2. Microtrincas no contorno de grão; 3. Indução de microtrincas no grão; 4. Despreendimento de fragmentos de grão; 5. Despreendimento do grão (Madruga, Silveira e Bergmann, 1994).

Estas características são limitações bastante relevantes no emprego destes materiais de forma irrestrita para fazer frente a solicitações de desgaste.

A análise da resistência ao desgaste de um material deve considerar obviamente o tipo de desgaste ao qual o material está submetido. Por exemplo, o fator determinante do desgaste por impacto é o comportamento elástico do material. Para materiais dúcteis, de baixo módulo de elasticidade, os danos maiores ocorrem a baixos ângulos de impacto, enquanto para materiais frágeis, para ângulos em torno de  $90^\circ$  (Figura 3.5). Com baixos ângulos de impacto (abrasão), a escolha de materiais duros é recomendada. Para ângulos de impacto mais próximos de  $90^\circ$ , a erosão por deformação sucessiva é o principal fator de desgaste (Madruga, Silveira e Bergmann, 1994).

Para o emprego de materiais cerâmicos para fazer frente ao desgaste, é necessário o conhecimento das propriedades típicas, incluindo suas limitações. Peterson e Murray, citados por Dong, Jahanmir e Hsu (1991), acrescentam que o conhecimento tribológico dos cerâmicos é grandemente afetado pela carga, temperatura e condições ambientais. Estes pesquisadores concluíram que em níveis de baixa tensão, os materiais cerâmicos podem efetivamente permanecer sem maior dano na sua superfície.

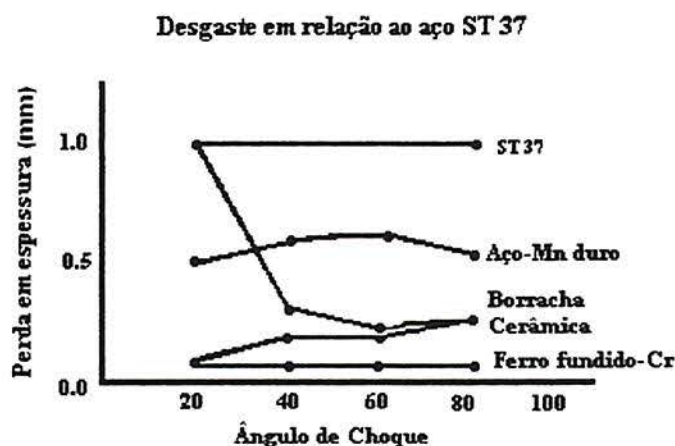


Figura 3.5 - Desgaste referenciado ao aço ST37 (DIN 1.0037) em função do ângulo de impacto (Madruga, Silveira e Bergmann, 1994).

Materiais como alumina, óxido de zircônio, carbetos, nitretos são materiais cerâmicos largamente empregados na proteção contra o desgaste. Não só a dureza do material é importante quando se objetiva resistência ao desgaste, mas também ductilidade, estrutura cristalina, integridade da microestrutura e estabilidade química. Sob o aspecto tribológico, a alta dureza, resistência à temperatura e estabilidade química dos materiais cerâmicos são favoráveis em relação aos materiais metálicos. A sua desvantagem é a sua fragilidade. Devido à falta de plasticidade, as tensões geradas não podem ser absorvidas por deformação plástica, tendendo o material cerâmico a microtrincas.

As cerâmicas a base de alumina têm sido o material cerâmico mais empregado em Engenharia em peças de alta tecnologia. A sua forma alotrópica alumina- $\alpha$  (corídon), termodinamicamente estável, apresenta elevada estabilidade térmica e elevada resistência ao desgaste. Ao lado de uma elevada dureza, as aluminas apresentam uma tenacidade à fratura que varia entre 3 e 5  $\text{MNm}^{-3/2}$ ; com adições de até 15% de zircônia, atinge valores da ordem de 15  $\text{MNm}^{-3/2}$  (Hoppert, 1990).

Outros sistema de amplo campo de aplicação é o formado por  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{TiO}_2$ . Niemi, Vuoristo e Mäntylä (1993) afirmam que a adição de  $\text{TiO}_2$  na  $\text{Al}_2\text{O}_3$  aumenta a tenacidade e diminui a porosidade na deposição do revestimento por aspersão térmica.



Hoppert (1990) salienta que os resultados mais significativos no desenvolvimento de materiais resistentes ao desgaste à base de alumina baseiam-se em que somente um alto percentual de alumina não é garantia de alta resistência ao desgaste. A porosidade residual é decisiva, porque os poros podem estar distribuídos eventualmente dentro da matriz. Salienta também que dureza, módulo de elasticidade e intensidade das tensões afetam a resistência ao desgaste. Estruturas heterogêneas resultam em baixa resistência ao desgaste tanto para micro como macroestruturas de partículas cristalinas.

Sahoo e Raghuraman (1993) comentam que carbetos de cromo são tradicionalmente usados para aplicação em altas temperaturas sob desgaste. Outros materiais como carbetos de tungstênio apresentam alta resistência ao desgaste. Nesse material, os grãos de carbetos de tungstênio são dispersos em uma matriz metálica, por exemplo, cobalto. A resistência ao desgaste destes materiais está associada a sua maior tenacidade (da matriz) e elevada dureza (dos grãos de carbetos de tungstênio).

Como apresentado por Budinski (1987), pode-se recorrer a 6 tradicionais técnicas aplicadas para se minimizar o desgaste em um tribossistema. Estas são:

- i) Separar as superfícies por um filme lubrificante;
- ii) Escolher pares de materiais que são resistentes à interação no deslizamento;
- iii) Aumentar a dureza da superfície de desgaste;
- iv) Aumentar a tenacidade à fratura da superfície de desgaste;
- v) Aumentar a resistência à fadiga da superfície de desgaste;
- vi) Aumentar a resistência à corrosão da superfície sob desgaste;

A escolha de um lubrificante e a definição de pares de materiais para deslizamento são recursos específicos que escapam ao escopo deste trabalho. A seguir são abordadas as propriedades acima citadas:

### 3.2.1.1 Dureza

Os materiais cerâmicos apresentam tipicamente uma elevada dureza, também em função de sua quase total incapacidade de se deformar plasticamente. Deve-se isso ao fato destes materiais não terem ativos a temperatura ambiente os cinco sistemas de deslizamentos necessários para atender aos critérios de von Mises-Taylor, que lhes permitem deformações plásticas compatíveis, evitando o trincamento do material.

Na estrutura da alumina, por exemplo, que possui um arranjo de íon  $O^{2-}$ , formando uma estrutura hexagonal compacta com íons de  $Al^{3+}$  em duas de cada três posições octaédricas existentes -dando desta forma a relação 2:3 entre cátions e ânions-, a formação de uma discordância necessitaria de considerável quantidade de energia. Observa-se movimento no plano basal da alumina a partir de  $900^{\circ}C$  com dois sistemas de deslizamento ativos e o próximo sistema a ser ativado é o piramidal a partir de  $1300^{\circ}C$  (Madruga e Bergmann, 1994).

A Figura 3.6 apresenta a resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais em função de sua dureza.

Pode-se observar que para uma mesma dureza indicada na Figura 3.6, há uma concordância apenas parcial com os resultados de desgaste, inferindo que apenas a dureza não é um critério seguro para seleção de materiais resistentes ao desgaste. Além disso o sistema tribológico como um todo deve ser considerado. Para uma dada situação, a perda de peso por desgaste aumenta com o aumento da velocidade do meio.

Convém salientar que tanto a porosidade como o tamanho de grão influenciam a dureza do material. A ação da porosidade é observada ao se considerar que o poro obviamente não representa resistência à penetração. Materiais de pequeno tamanho de grão, tendem a apresentar maior valor de resistência à penetração do que os de grãos maiores, em virtude da menor tendência à destruição pontual de grãos.



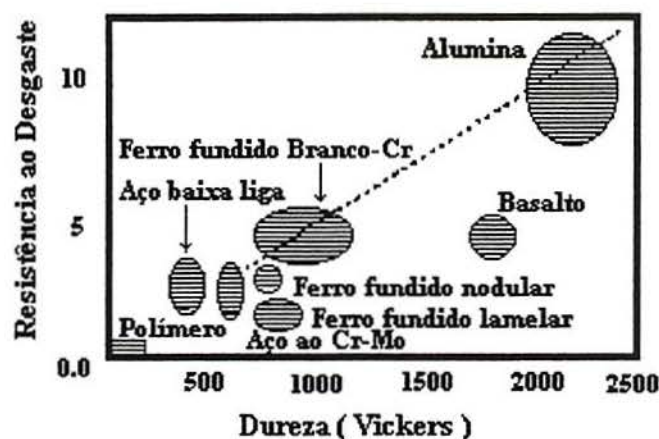


Figura 3.6 - Desgaste abrasivo em função da dureza do material (Madruga e Bergmann, 1994).

O gráfico da Figura 3.7 apresenta uma relação entre dureza e tenacidade de um material e sua resistência ao desgaste. Genericamente, a dureza, como resistência à penetração, e a tenacidade, como capacidade do material em absorver energia, associadas permitem uma elevada resistência ao desgaste.

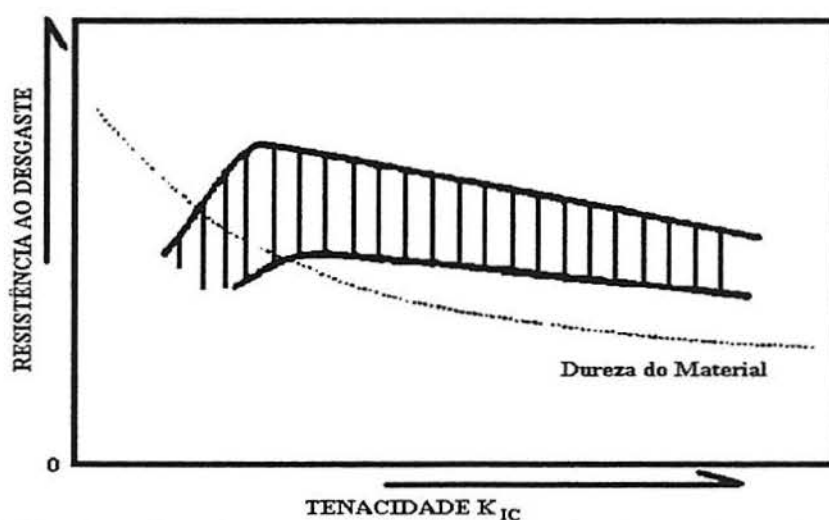


Figura 3.7 - Relação entre dureza, tenacidade e resistência ao desgaste de um material (Madruga e Bergmann, 1994).

### 3.2.1.2 Tenacidade à Fratura

Os materiais cerâmicos, segundo Hoppert (1990), têm sua resistência ao desgaste bastante influenciada pela sua tenacidade à fratura. Esses materiais apresentam porém, valores relativamente baixos de tenacidade à fratura. Já foram obtidos avanços no desenvolvimento de materiais cerâmicos resistentes ao

desgaste pela redução da fragilidade, obtendo-se materiais cerâmicos mais resistentes à fratura.

A fratura, fragmentação ou separação de um corpo cerâmico sob tensão é o resultado de acumulação de danos no material, na forma de trincas, que nucleiam e se propagam. O conhecimento desses processos através da mecânica da fratura permite avaliar a resistência residual de um material em função do tamanho de trincas pré-existentes; qual o tamanho máximo tolerável destas trincas para a carga esperada em serviço; quanto tempo leva a maior trinca para crescer de um certo valor inicial até um tamanho crítico; qual o tamanho de defeito pré-existente tolerável no momento em que a estrutura entra em serviço e com que frequência a estrutura deve ser inspecionada para uma detecção de trincas. Obtendo-se do material respostas ao acima mencionado, pode-se realizar a seleção do material para o projeto e o controle de sua qualidade durante o uso.

Assim, para uma melhor caracterização das propriedades mecânicas dos materiais cerâmicos, faz-se necessário o auxílio de conceitos da mecânica de fratura. Esta introduz técnicas de avaliação próprias, onde se considera que a ponta de uma trinca causada por esforços mecânicos continue aguda do início de sua formação até a sua completa propagação.

O conceito básico de Griffith, que abrange uma larga faixa de possibilidades de distribuição de tensões e geometria de carregamento (onde se considera o comportamento do material próximo às condições reais), possibilita o uso de técnicas apropriadas para a análise das tensões envolvidas e discutir os efeitos causados pelas fraturas não reversíveis observadas no ensaio mecânico.

Ambos,  $K_{IC}$  e  $G_f$  podem ser olhados como constantes dos materiais, e são usados na avaliação dos materiais quanto à sua resistência ao desgaste. O conceito de  $G_f$  tem um significado mais físico enquanto que  $K_{IC}$ , embora seja um conceito pouco palpável, é o que normalmente se usa para caracterizar materiais de uso comum em Engenharia e nos informa sobre tenacidade à fratura (Madruga e Bergmann, 1994).



### 3.2.1.3 Resistência à Fadiga

Esforços cíclicos pontuais que ocasionam o tensionamento do material podem levar à quebra de superfícies, aumentando a produção de *pites*, comprometendo a integridade do material. Materiais resistentes à fadiga devem ter alta resistência à compressão e microestrutura homogênea (Budinski, 1987).

Na Figura 3.4, pode-se observar esquematicamente a perda do material a partir da superfície devido ao microtrincamento preferencialmente em contorno de grão de um material cerâmico. Isso ocorre devido à incapacidade destes materiais em absorver a energia do choque.

Por esse mecanismo, pode-se observar que o fenômeno do desgaste não permite isolar uma propriedade apenas do material na responsabilidade de fazer frente a solicitações abrasivas. As propriedades das partículas são fixas com relação a sua dureza e tenacidade. Em superfícies sujeitas ao desgaste, estas propriedades podem ser usadas para minimizar ou controlar o grau de desgaste. Significativamente importante à resistência à fadiga de um material é seu acabamento superficial. Os materiais cerâmicos têm aqui uma dificuldade a mais, já que são materiais que tipicamente apresentam uma densidade de defeitos elevada - incluindo a superfície -, consequência principalmente do processo de fabricação a que são submetidos.

### 3.2.1.4 Resistência à Corrosão

A resistência à corrosão é uma propriedade de significativa importância no processo de desgaste pois a degradação do material, além de ocorrer por solicitações mecânicas, pode ter uma componente química. De fato, sistemas tribológicos que apresentam um fluido corrosivo como meio, tendem a ter uma rápida evolução. Pequenas deformações, por exemplo, resultantes de choque de partículas contra uma dada superfície, tornam-se sítios ativos para reações corrosivas de natureza química.

Materiais cerâmicos, pela natureza de suas ligações químicas, apresentam uma elevada inércia química e, por conseguinte, uma elevada resistência à corrosão. A substituição assim de um material metálico por um material

cerâmicos, garante a princípio uma superfície não susceptível a componentes corrosivos do sistema tribológico.

### 3.3 ASPERSÃO TÉRMICA

Aspersão térmica (*thermal spraying*) é o termo usado para descrever todos os processos a quente de formação de revestimentos nos quais cerâmicos, compósitos, metais ou polímeros são aplicados na forma de *spray*. Esta técnica encontra lugar de destaque como um dos mais importantes processos da Engenharia de Superfície.

Tendo como objetivo básico revestir o substrato, a técnica é empregada para modificar as propriedades da superfície dos materiais quanto à resistência ao desgaste, à corrosão, ou outras propriedades específicas, como condutividade térmica (barreiras térmica), biocompatibilidade para implantes e próteses humanas, revestimentos lubrificantes ou, simplesmente, em restauração dimensional de peças ou componentes

Caracteriza-se pela deposição de partículas cerâmicas (ou de outra natureza) que são injetadas em uma chama onde se aquecem até atingir um estado de alta plasticidade, aceleram pela expansão dos gases e são projetadas com elevada velocidade contra um substrato, sofrendo um impacto altamente energético, e resfriando rapidamente, formando um revestimento com várias camadas de finas partículas sobrepostas.

Os revestimentos obtidos por esta técnica têm espessura que vão de milímetros a micrômetros. Todo o material que atinja um estado de alta plasticidade durante a sua permanência na chama (em milissegundos) pode ser utilizado para revestimento com esta técnica.

A microestrutura típica dos revestimentos cerâmicos aspergidos termicamente é constituída de lamelas que se sobrepõem uma às outras, dando a espessura ao revestimento. As lamelas são formadas no choque das partículas contra o substrato (na formação da interface revestimento/substrato), ou, após a



formação da interface, contra as partículas precursoras. Sua forma resulta do espalhamento da partícula com elevada plasticidade - devido ao seu aquecimento na chama -, contra a superfície. Entre as lamelas, há vazios (poros), característicos de revestimentos cerâmicos aspergidos termicamente.

A Figura 3.8 apresenta, esquematicamente, a microestrutura típica desse revestimento.

As propriedades dos revestimentos são função da microestrutura e composição, as quais são determinadas pela escolha certa do pó a ser aspergido e das adequadas técnicas de aspersão.

O número de parâmetros (frequentemente interrelacionados e interdependentes) envolvidos no processo de formação dos revestimentos faz com que o estudo e o entendimento desse processo torne-se difícil.

Em relação aos pós utilizados, o método de fabricação dos pós cerâmicos determina o tamanho, morfologia e uniformidade química das partículas do pó. Esses fatores são diretamente correlacionados com o fluxo do pó na pistola, a injeção junto à chama e o espalhamento do pó fundido ou altamente plástico sobre a superfície do substrato. Sinterização, aglomeração e fusão são métodos de preparação desses pós (Hawthorne et al, 1997).

Quanto mais homogêneas as partículas em suas propriedades, mais sob controle serão obtidas as propriedades finais do revestimento produzido por aspersão térmica. A distribuição granulométrica das partículas desempenha um importante papel nesse contexto. Durante sua trajetória na chama, as partículas pequenas são lançadas na periferia da chama, na zona de menor temperatura; enquanto partículas grandes não conseguem atingir um estado de alta plasticidade. Desta forma estas partículas não se espalham convenientemente sobre o substrato, o que favorece ao aumento de porosidade.

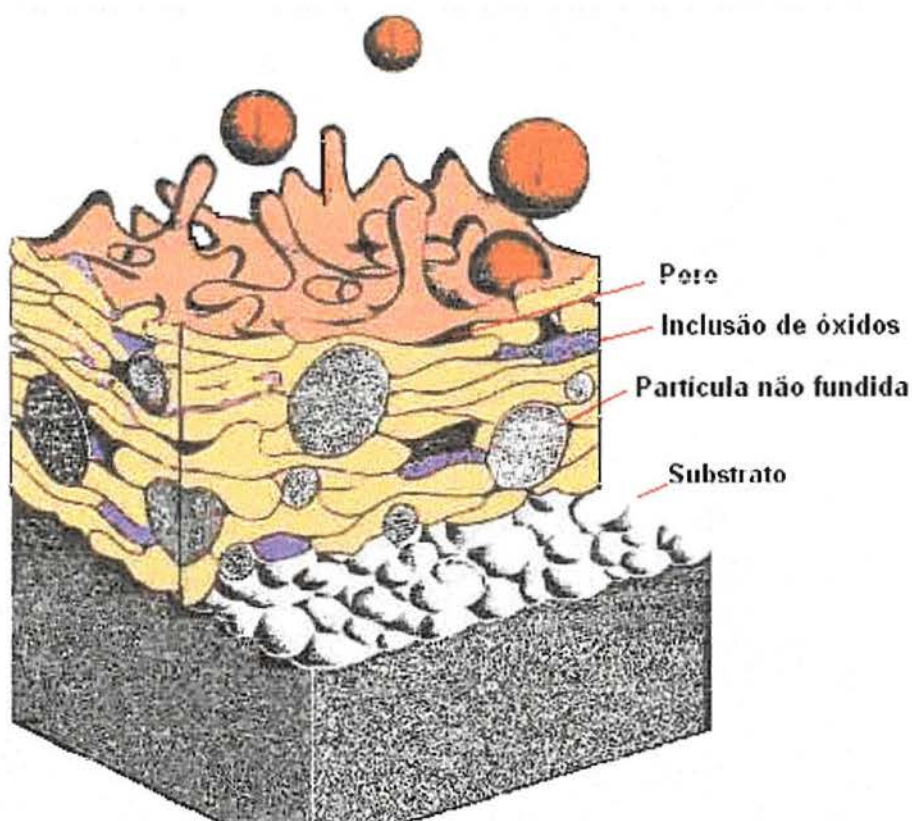


Figura 3.8 - Microestrutura típica de revestimentos aspergido termicamente (England, 1999).

O tamanho da partícula deve variar em torno de 15 a 90  $\mu\text{m}$ . As partículas na forma de agulhas dificultam a fluidez, e com alta porosidade, podem aprisionar gases provocando também porosidade no revestimento (Lima, 1995). Todos os revestimentos obtidos por processos convencionais de aspersão térmica contêm alguma porosidade que vai de 0,025% a 50%.

Com altas temperaturas no substrato, aumenta a difusão entre as partículas das camadas mas também aumenta a oxidação do substrato, o qual poderá frustrar uma maior coesão entre as partículas formadoras de lamelas. Para Niemi et al (1995), a velocidade alta da partícula conjugada com um pequeno tamanho de grão produzem microestruturas mais finas e lamelas mais estreitas com melhor ligação entre estas.

O principal fator para a determinação da qualidade de um revestimento produzido por aspersão térmica é a aderência entre o substrato e o material depositado. Três fatores principais devem ser levados em conta para melhorar a

aderência: variação da distância de aspersão, pré-aquecimento do substrato e o uso de revestimentos intermediários, com a finalidade de diminuir as tensões térmicas residuais provocadas por materiais com diferentes coeficientes de expansão térmica (Vardelle et al, 1994).

Normalmente, a aderência ocorre por um agarramento mecânico do revestimento na rugosidade da superfície do substrato e é extremamente dependente das propriedades mecânicas do substrato. Assim, fatores como a natureza e preparação do substrato, pré-aquecimento e o resfriamento do substrato após a aspersão, também exercem influência.

Devido aos materiais cerâmicos apresentarem baixa condutividade térmica, as etapas de aquecimento e resfriamento do substrato tornam-se mais críticas.

Os fatores que afetam a ligação e a formação do revestimento são:

- i) limpeza,
- ii) área superficial,
- ii) rugosidade da superfície,
- iv) temperatura,
- v) tempo (taxas de reação e resfriamento),
- vi) velocidade,
- vii) propriedades físicas e químicas e
- viii) reações químicas e físicas.

A preparação do substrato cumpre os seguintes passos:

- i) limpeza da superfície para eliminar as impurezas;
- ii) jateamento abrasivo, com a finalidade de aumentar a rugosidade da superfície, proporcionando maior adesão e maior efeito de superfície de área (Fauchais, 1992).



A Figura 3.9 apresenta um diagrama esquemático com os principais fatores que afetam as propriedades dos revestimentos obtidos pela técnica de aspersão térmica.

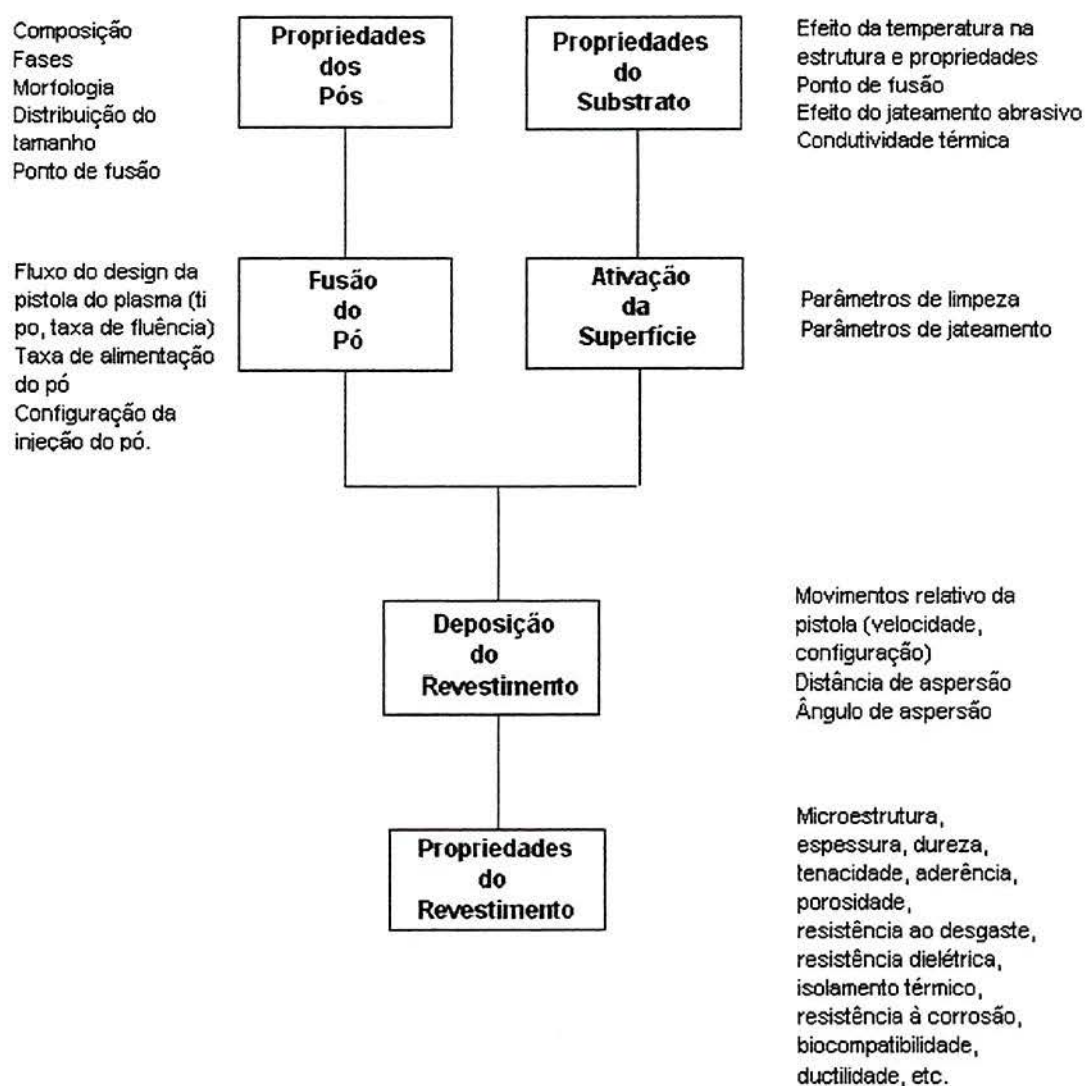


Figura 3.9 - Relação dos fatores que afetam as propriedades dos revestimentos (Schwier e Beczkowiak, 1991).

Vardelle et al (1994) acrescentam que as propriedades físicas do revestimento são determinadas a partir do dinamismo da deformação das partículas colidindo com o substrato, da reação de resfriamento do contato e das interações desses contatos com a superfície. A gotícula espalha-se e resfria-se dependendo do tamanho da partícula no estado de fusão, rugosidade,



temperatura e reatividade da superfície. A taxa de resfriamento da partícula individual fica em torno de  $10^6 \text{ Ks}^{-1}$  (Lima, 1995). Com esta taxa, a interação térmica durante a solidificação/contração é obviamente muito limitada.

Segundo Gerdenam e Hecht (1972), vários tipos de tensões são produzidas junto ao revestimento e substrato durante o processo de aspersão. Para Barbezat, Müller e Walser (1988), a condutividade e a dilatação térmica afetam a taxa de resfriamento das partículas aspergidas e as condições de tensão dentro do revestimento. Essas tensões provocam um decréscimo na coesão e adesão do revestimento. O gradiente da temperatura produzido entre o substrato e o revestimento é provavelmente a maior causa do aparecimento dessa tensão.

Durante a aspersão térmica, os materiais são submetidos a esforços que exigem propriedades superficiais especiais. Como resultado desses esforços, podem ocorrer tensões residuais. Em três situações distintas, surgem as tensões residuais: i) na interface substrato/camada, podendo ocasionar microfissuras no revestimento; ii) com o aumento da espessura da camada e iii) durante o resfriamento do substrato já revestido, onde podem aparecer macrofissuras, ou o próprio desprendimento do revestimento.

Poech e Isfahani (1993) enfatizam que defeitos microestruturais em combinação com tensão residual podem danificar o revestimento. Onde a espessura da camada é muito menor do que a espessura do substrato, a tensão residual pode acarretar deformação do revestimento da peça, originando lascas ou até quebra da camada.

Várias propriedades nas camadas depositadas podem ser influenciadas a partir da natureza da tensão residual:

- i) aderência;
- ii) resistência ao choque térmico;
- iii) resistência à fadiga térmica;
- iv) resistência ao desgaste.

Segundo Kuroda e Clyne (1990), as tensões de natureza térmica que surgem nos revestimentos podem ser divididas em:

i) Tensão de contração de resfriamento - neste caso o *splats* (respingos), resfriam antes de atingir o substrato;

ii) Tensão térmica diferencial - substrato e o depósito resfriam juntos com ou sem gradiente térmico;

iii) Mudança de volume - associada com qualquer estado sólido de transformação de fases.

Segundo Fukumoto, Nakaoka e Okane (1988), os mais importantes fatores que afetam a resistência ao desgaste de revestimentos aspergidos termicamente são propriedades intrínsecas do material, como dureza, tenacidade, além da rugosidade da superfície.

A seleção dos pós para aspersão térmica relaciona as mais variadas propriedades, como: composição química, tamanho e morfologia, propriedades térmicas e mecânicas, e propriedades físicas como densidade, fluidez e área superficial específica.

Conforme Scott (1984), o maior uso de revestimento a base de cerâmicos é no desenvolvimento de resistência ao desgaste em materiais. Na indústria têxtil, óxido de alumínio, óxido de cromo ou ligas cerâmicas à base de óxido de alumínio/titânio provêm superfícies com resistência à abrasão pela passagem de fibras sintéticas em alta velocidade nos guias-fios. Onde há desgaste por atrito, usa-se o revestimento a base de carbetos. Para temperaturas de trabalho de até 500°C, são empregados carbetos de tungstênio; para temperaturas mais altas, até 800°C, emprega-se carbetos de cromo. Óxido de níquel pode ser empregado onde necessita-se resistência à corrosão e baixa fricção.

### 3.3.1 TÉCNICAS DE ASPERSÃO TÉRMICA

A principal característica que difere os vários processos de aspersão térmica é a natureza da sua fonte de calor.

### 3.3.1.1 Plasma

O plasma caracteriza-se por uma nuvem de gás ionizado com partículas sub-atômicas, resultado da passagem de gás por campo elétrico de altíssima intensidade. Há liberação de grande quantidade de energia através de radiações ultravioleta e infravermelho. As partículas podem atingir neste processo velocidades de até 300 m/s, conforme sua trajetória na chama, e temperaturas extremamente elevadas, 13.000 a 30.000 K, dependendo da potência do equipamento. A Figura 3.10 apresenta, esquematicamente, o processo de aspersão a plasma.

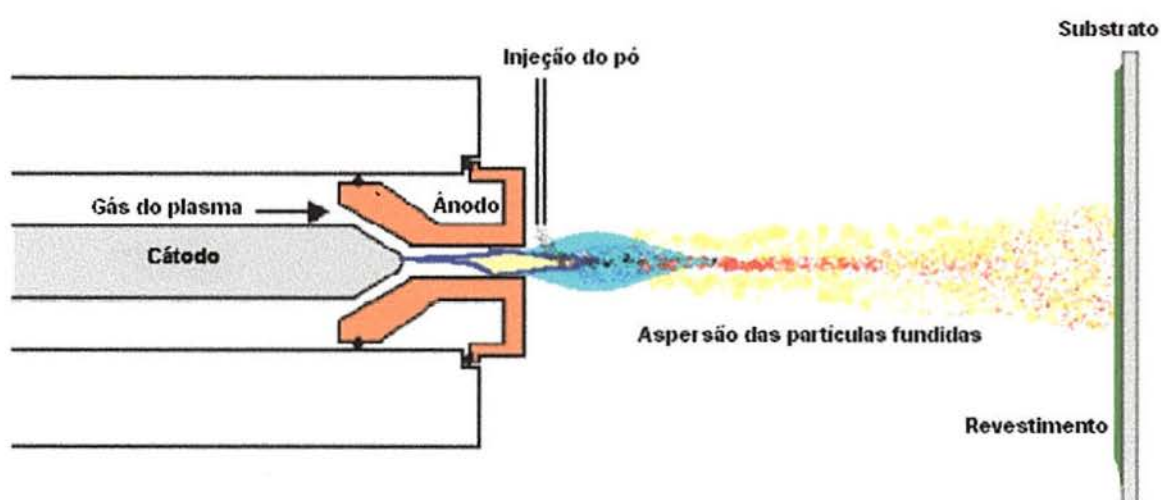


Figura 3.10 - Representação esquemática do processo de aspersão térmica a plasma (England, 1999).

Zatorski e Herman (1991), ao compararem o método de deposição plasma *spray* com outros métodos, acrescentam que o plasma é o único que opera em altas temperaturas e a densidade de energia específica é suficiente para a fusão dos materiais, que apresentem fase fundida estável.

A temperatura das partículas que são então aquecidas e aceleradas é significativamente influenciada pela velocidade de injeção da partícula (Joshi, 1992).



A técnica de aspersão a plasma aplicada a materiais cerâmicos, que se caracterizam por apresentarem altos pontos de fusão, tem se tornado uma solução bastante moderna na Engenharia de Superfície.

Para Nerz, Kusher e Rotolico (1991), a característica básica dos revestimentos obtidos pela técnica plasma *spray* é a porosidade residual, a qual não pode ser totalmente anulada, mas pode ser influenciada pelos parâmetros operacionais da aspersão.

Em relação a textura da superfície que está sendo revestida, Ladsdown e Price (1986) salientam que esta depende da rugosidade inicial do substrato, da energia do plasma e do tamanho da partícula do pó.

### 3.3.1.2 HVOF (High Velocity Oxygen Fuel)

Na aspersão hipersônica (*HVOF- high velocity oxy-fuel*) a queima do combustível com oxigênio ocorre dentro de uma câmara na pistola de aspersão. Os combustíveis mais comumente empregados são querosene e hidrogênio. Devido à elevada pressão dentro da câmara de combustão, a velocidade da chama chega a algumas vezes a velocidade do som. Da mesma forma, as partículas injetadas na chama são aceleradas, chegando a atingir velocidades em torno de 2.000m/s. Em relação ao plasma, porém, a chama atinge temperaturas menores; por exemplo, 2.600°C utilizando querosene como combustível. A Figura 3.11 apresenta esquematicamente o processo de aspersão térmica HVOF.

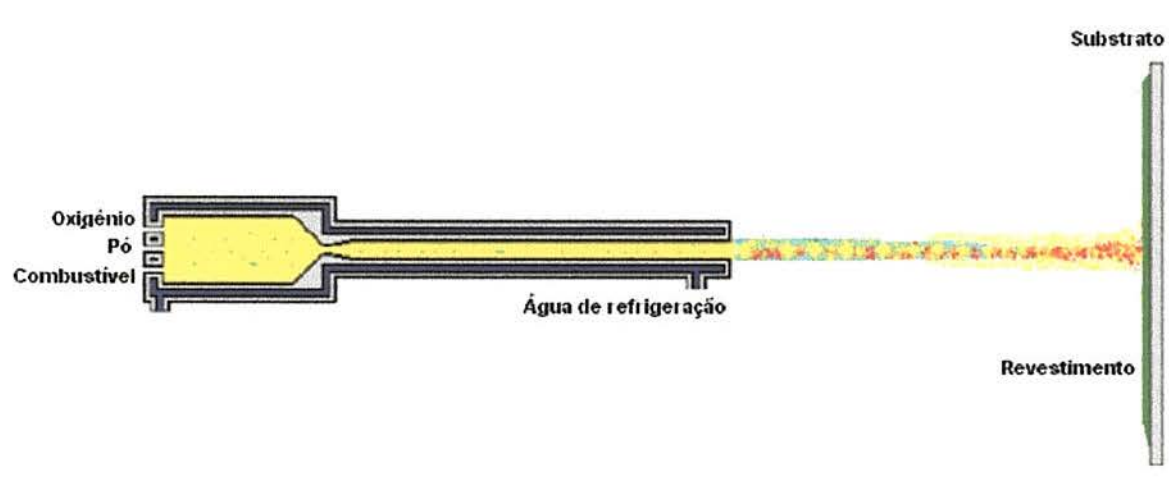


Figura 3.11 - Representação esquemática do processo de aspersão térmica hipersônica (England, 1999).

A natureza da partícula tem efeito no seu aquecimento e na sua aceleração. Com altas velocidades de combustão, a descarga do jato pode acelerar a partícula (pó) a uma velocidade consideravelmente mais alta do que pode-se ter no equipamento de aspersão térmica por plasma. O tamanho da partícula para ambos os casos, é um parâmetro na determinação e extensão do estado de alta plasticidade, como também na velocidade de impacto no substrato.

Devido às moderadas temperaturas de operação empregadas no processo hipersônico, partículas mais largas do que um determinado tamanho crítico não fundem completamente, portanto a homogeneidade de distribuição granulométrica é um fator primordial para a obtenção de revestimentos com alta qualidade. É importante acrescentar que os óxidos cerâmicos apresentam dificuldade de serem processados por HVOF (Poech e Isfahani, 1993).

É o método de deposição mais indicado para pós metálicos e ligas de baixa fusão. Os revestimentos obtidos apresentam elevada densificação devido à intensidade dos choques das partículas com o substrato.

Como enfatizado por Fillion (1995), revestimentos obtidos por HVOF apresentam elevada aderência, praticamente apresentam alta densificação e baixo *stress* na camada do revestimento.

Um das diferenças entre o HVOF e o sistema a plasma é o calor transferido para o substrato durante a aspersão. Mesmo a temperatura do plasma sendo maior do que no sistema HVOF, o calor transferido para o substrato pelo HVOF geralmente é maior do que no sistema a plasma. O gradiente de temperatura da chama do plasma é normalmente maior do que o da chama de combustão do HVOF, sendo menos sensível a mudanças na velocidade de injeção das partículas em pó quando comparado ao plasma (Joshi, 1992).

### **3.3.1.3 Outros Métodos de Aspersão**

Há outras técnicas em aspersão térmica, como chama oxi-acetilênica, *flame spray* e *spray a arco elétrico* (*spray arc electric*), este último empregado só com materiais condutores (metais). Esses processos porém não são aplicados via

de regra para a obtenção de revestimentos cerâmicos para fazer frente a solicitações de desgaste.

Na aspersão térmica por chama (*flame spray*), a aceleração das partículas do pó se dá pela expansão dos gases devido às altas temperaturas da chama, que arrastam as partículas do pó na mesma direção e sentido do fluxo dos gases. A fonte de calor é a queima com oxigênio de um combustível, geralmente acetileno. A combustão ocorre fora da pistola e a chama atinge no cone central a temperatura de aproximadamente 3.100°C. Pela expansão dos gases, a velocidade média das partículas injetadas na chama chega a 80 m/s.

### 3.3.2 REVESTIMENTOS CERÂMICOS CONTRA DESGASTE

#### 3.3.2.1 Alumina

A alumina pura apresenta alta dureza e elevada resistência ao desgaste a baixas temperaturas. Pode ser aspergida por plasma *spray* e *flame spray*, embora este último processo não seja utilizado na obtenção de revestimento submetidos ao desgaste, pela elevada porosidade dos mesmos. Os revestimentos de alumina não apresentam fase vítrea.

Em relação ao desgaste, a interrelação entre propriedade e microestrutura dos revestimentos não têm sido quantificada. A aparência resultante do processo de desgaste indica que a remoção do material pode ocorrer a partir do mecanismo formado pela falta de ligações nas bordas do *splat* (*lamelas*) e por microfissuras frágeis. Ou seja, as propriedades do desgaste estão relacionadas com a coesão entre os *splats* individuais.

Hawthorne et al (1997) ao investigarem o desgaste de revestimentos de aluminas com diferentes tamanhos de grão, obtiveram que a resistência ao desgaste aumenta com o aumento do tamanho do *splat*. O aumento da energia cinética e térmica aumenta a intensidade de fenômenos que contribuem para a aderência e coesão das partículas, elevando a resistência ao desgaste dos revestimentos. De acordo com Niemi et al (1995), o desgaste em revestimento obtidos por aspersão térmica (plasma) pode ser atribuído na sua maioria por coesão interlamelar com área real de contato de lamelas adjacentes.



Os revestimentos à base de alumina, obtidos por plasma *spray*, podem apresentar ao lado de  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$  (estável), a estrutura  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$  (fase metaestável), devido ao rápido resfriamento dos *splats* durante a aspersão. A presença de fase estável é usualmente atribuída à presença de partículas não fundidas, partículas pequenas de forma esféricas inseridas no revestimento ( Hawthorne et al, 1997).

Para Dong, Jahanmir e Hsu (1991), revestimentos à base de alumina podem ser usados em diversas aplicações onde necessita-se resistência ao desgaste e estabilidade química em elevadas temperaturas. As propriedades da alumina para o uso na proteção ao desgaste são:

- i) alto grau de dureza;
- ii) alta resistência à abrasão;
- iii) alta resistência à corrosão;
- iv) suficiente resistência ao choque térmico;
- v) favorável relação custo/utilização.

Também Davidge e Riley (1995), avaliaram a variação da taxa de desgaste em função do tamanho de grão de uma alumina policristalina. A Figura 3.12 apresenta essa variação, notando-se que a taxa de desgaste aumenta à proporção que aumenta o tamanho de grão. Por esse gráfico, pode-se inferir que a microestrutura lamelar típica de aluminas aspergidas termicamente, embora tendam a apresentar grãos muito finos no interior das lamelas (devido à alta taxa de resfriamento na solidificação), por serem unidades macroscópicas, promovam baixa resistência ao desgaste. Assim, defeitos microestruturais, como contorno de grão ou a descontinuidade entre um *splat* e outro, diminuem a integridade do revestimento, baixando significativamente a resistência ao desgaste.

McPherson (1981), Zatorski e Herman (1991) e Dyhuizen (1994) e publicaram estudos sobre a colisão de partículas com o substrato obtidos com equipamentos de plasma *spray*, mostrando vários estágios entre um disco completamente circular, seguido de uma separação (quebra) de uma gota junto a pequenas partículas, aparentemente dependendo da velocidade da gota e temperatura de impacto.

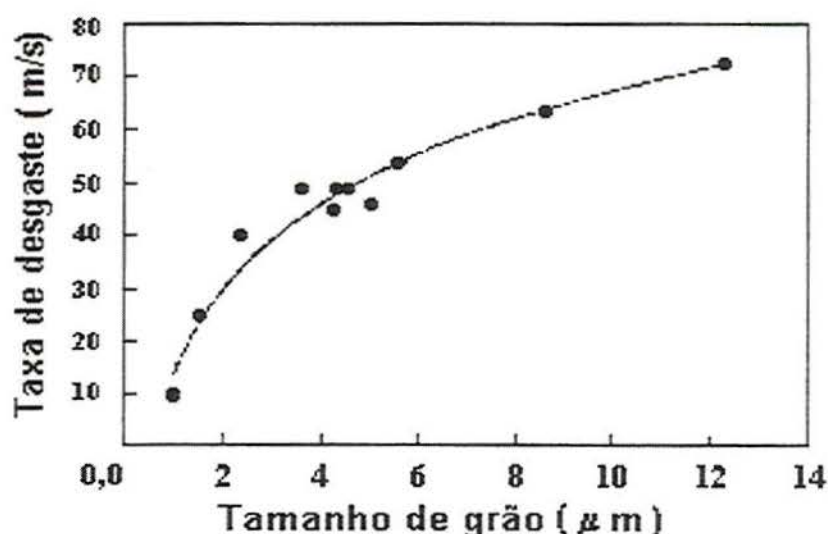


Figura 3.12 - Variação da taxa de desgaste com o tamanho de grão para  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Davidge, e Riley, 1995).

Como já visto, nos revestimentos à base de alumina, há formação da fase  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$  (metaestável) preferencialmente à  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$ . A formação de  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$  ocorre prioritariamente se as lamelas forem menores que  $10\mu\text{m}$ . Os revestimentos geralmente contêm  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$  devido à fusão parcial das partículas. Em micrografias, pode-se observar pontos brancos reluzentes característicos da formação de  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$ , contra uma matriz cinza característica de  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$ .

Na Figura 3.13, observa-se uma partícula de alumina após o choque contra a superfície de um substrato metálico.

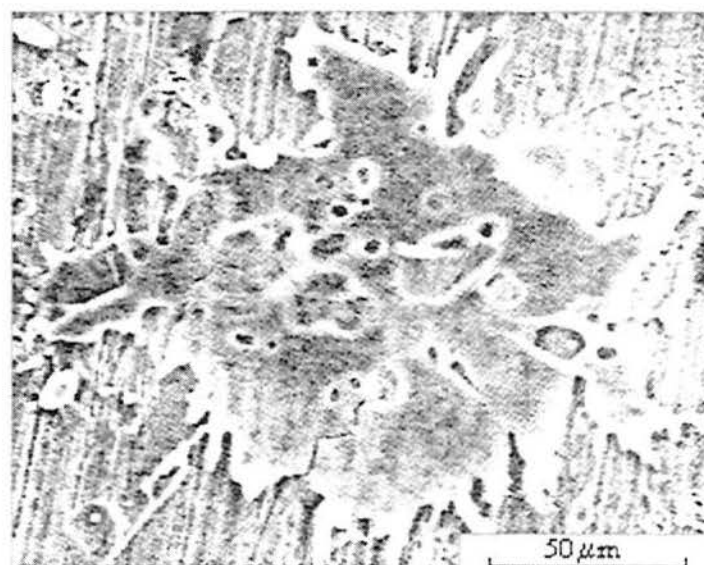


Figura 3.13 - Partícula de alumina (de aproximadamente  $20\mu\text{m}$  de diâmetro) após impacto contra um substrato metálico (McPherson, 1981).



Furukubo, Oki e Gohda (1992), ao estudarem as propriedades de desgaste e a microestrutura de revestimentos à base de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , obtidos por plasma *spray*, de pequeno tamanho de partícula em substratos metálicos (aço), salientam que as propriedades do desgaste estão relacionadas com a coesão entre os *splats* individuais, e com o decréscimo da distância de aspersão (pistola-substrato), os *splats* mostram-se em formas mais irregulares.

### 3.3.2.2 Alumina/Titânia

Os revestimentos obtidos por aspersão térmica com pós de uma mistura física de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  com  $\text{TiO}_2$  produz revestimentos densos e elevada dureza. Apresentam excelente resistência ao desgaste em baixas temperaturas, por superfícies duras, grãos abrasivo, cavitação e erosão. É resistente à corrosão para a maioria dos ácidos e álcalis, e resistente ao molhamento em soluções aquosas comuns. Tem boa adesão com o substrato e alta coesão inter-partícula. Os revestimentos obtidos por plasma *spray* apresentam porosidade menor que  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Zatorski e Hermann, 1991).

A adição de  $\text{TiO}_2$  à  $\text{Al}_2\text{O}_3$  promove uma fase líquida com uma textura fina e menos porosidade intergranular do que com o material puro ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), aumentando a adesão partícula-partícula.

Para revestimentos à base de alumina/titânia, a estrutura de impacto da gotícula dentro do revestimento mostra borrifos escuros, que podem ser relacionados ao impacto individual moldado de partículas de  $\text{TiO}_2$  dentro da matriz de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

O titanato de alumínio ( $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ ) é um composto estequiométrico ocorrendo sob duas formas:  $\text{Al}_2\text{TiO}_5\text{-}\alpha$ , entre 1820 e 1860°C; e a  $\text{Al}_2\text{TiO}_5\text{-}\beta$ , estável entre 1300 a 1820°C. Entre 800 e 1300°C,  $\text{Al}_2\text{TiO}_5\text{-}\alpha$  decompõe-se em  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{TiO}_2$ . Essa decomposição pode ser evitada com a adição de inibidores (por exemplo,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{SrO}_2$ ,  $\text{MgO}$ ).

A Figura 3.14 apresenta o diagrama de fases do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{+TiO}_2$ . Por esse diagrama de fases, pode-se situar a formação das fases  $\beta\text{-Al}_2\text{TiO}_5$ , à



1820°C, e  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ , de 1820 a 1860°C, normalmente presentes nos revestimentos por plasma *spray*.

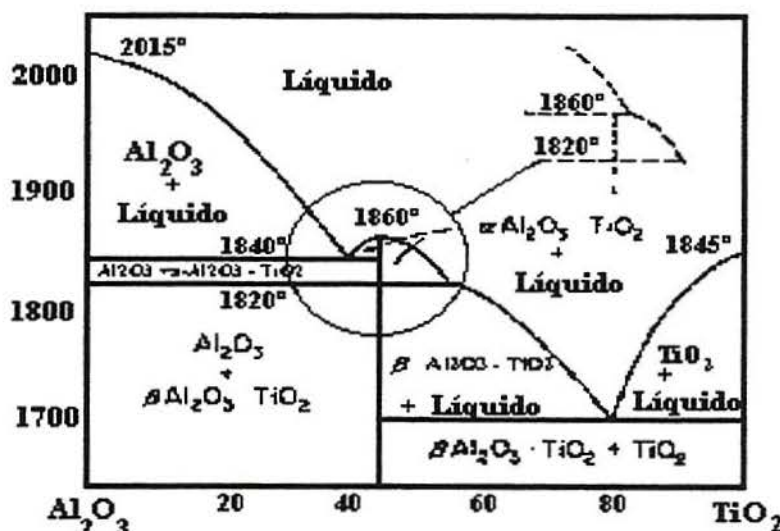


Figura 3.14 - Diagrama de fases do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  (Schneider, 1991).

Durmann e Longo (1969) ao estudarem revestimentos de  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , relatam que aparentemente  $\text{TiO}_2$  é reduzido na aspersão. A formação de uma fase fundida durante a aspersão melhora a ligação interpartícula, reduzindo a porosidade (depósitos mais densos). Já McPherson (1981), observou pontos brancos não fundidos de alumina em contraste com partes escuras, possivelmente de  $\text{TiO}_2$ , em observações micrográficas de  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ .

Segundo Zografou et al (1986), estruturas lamelares, tipo sanduíche, podem ser observadas em revestimentos aspergidos de  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , consistindo de titanato de alumínio com quantidade variável de  $\text{TiO}_2$  e inclusões de alumínio.

Zatorski e Hermann (1991) ao estudarem sistemas à base de  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  (com diferentes percentuais), salientam que a mais significativa diferença entre as taxas de desgaste em revestimentos produzidos por pós fundidos, está relacionada com a distância de aspersão. Com o uso de 3% de  $\text{TiO}_2$ , os óxidos fundidos mostraram considerável taxa de desgaste para distância aproximada de 32cm, rotulada como distância ótima. Essa distância varia de pó para pó. Com

uma distância da pistola de trabalho inferior a esta, obtiveram um revestimento lascado mostrando trincas visíveis.

Schwier e Beczkowiak (1991) ao estudarem o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , relatam que o efeito do teor de  $\text{TiO}_2$  na resistência ao desgaste abrasivo é melhorado com 4% e decresce com 40% de adição de  $\text{TiO}_2$ .

De acordo com Niemi et al (1995), a resistência ao desgaste do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  aumenta para 3% de  $\text{TiO}_2$  em peso e decresce para 40% de  $\text{TiO}_2$ . O decréscimo foi atribuído à fraca adesão das lamelas, o que poderia ser melhorado a partir do aumento da velocidade durante o método de deposição.

Em testes com o uso de revestimentos à base de  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , McPherson, (1981), obteve altos valores de  $G_a$  (fraturas adesivas) para baixos valores de  $G_c$  (fraturas coesivas), usando uma dupla viga em balanço para medir a tenacidade a fratura deste revestimento. Esses valores de  $G_a$  e  $G_c$  são ambos menores para falhas ao longo do revestimento e interface e uma sub-camada. Estes parâmetros mecânicos  $G_a$  e  $G_c$  para plasma *spray* proporcionam um guia de conhecimento de suas fraturas em situações práticas e pode ser interpretado em termos de dissipação de energia durante a propagação da trinca.

### 3.3.2.3 Zircônia/Ítria

Este sistema produz excelentes barreiras térmicas para altas temperaturas, resistência a ciclos térmicos e deformações, e boa resistência ao choque térmico e à abrasão. Apresenta módulo de elasticidade inferior ao da  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Os revestimentos de  $\text{ZrO}_2$  apresentam também porosidade, porém inferior ao da  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Podem ser aspergido por plasma *spray* e chama oxi-acetilênica. Por apresentarem pobre estabilidade mecânica, através de mudanças de volume (cerca de 40%) durante a transformação de fase de tetragonal (t) para monoclinica (m), tenta-se a estabilidade parcial com adição de óxidos, como  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{MgO}$ , etc. Devido à tendência dos dois últimos à evaporação, o mais usado é o  $\text{Y}_2\text{O}_3$ . O  $\text{Y}_2\text{O}_3$  promove a estabilização da  $\text{ZrO}_2$ , minimizando assim a formação de trincas e microtrincas no revestimento, o que promove a resistência ao desgaste.

Suhr, Mitchell e Keller (1984) salientam suas propriedades como barreiras térmicas, porque apresentam baixa condutividade térmica, e relativamente alto coeficiente de expansão térmica e boa estabilidade química.

A Figura 3.15 apresenta a variação dos teores de cada fase - t (tetragonal), c (cúbica) e m (monoclínica) em função do teor de  $Y_2O_3$  na zircônia.

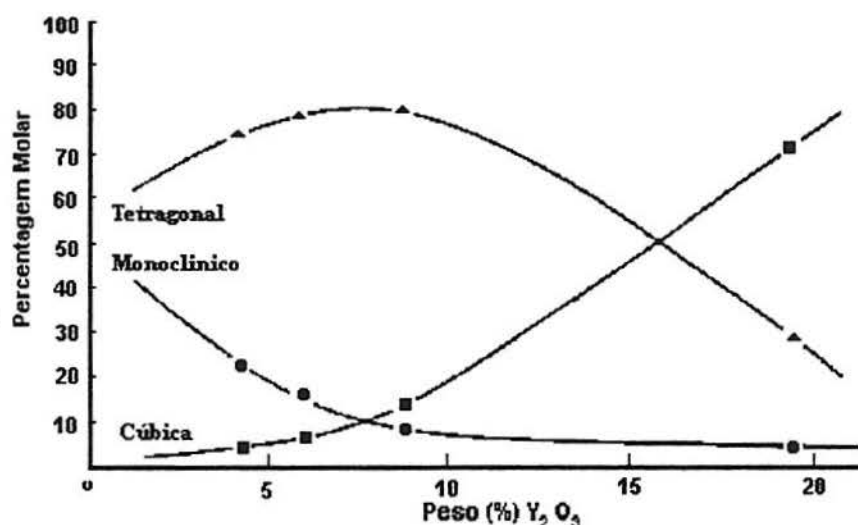


Figura 3.15 - Percentual de cada fase em revestimentos de  $ZrO_2-Y_2O_3$  como aspergida. (Suhr, Mitchell e Keller, 1984).

$ZrO_2+Y_2O_3$  é convencionalmente aplicado por plasma *spray*, onde as partículas de  $ZrO_2$  e  $Y_2O_3$ , em estado de alta plasticidade colidem contra o substrato e solidificam em uma estrutura cristalina cúbica (c) de alta temperatura. A taxa de resfriamento é rápida, suficiente para que ocorra a transformação de fases diretamente para tetragonal na mesma composição. Esta fase pode se transformar durante um resfriamento a temperatura ambiente. Essa transformação acompanhada por grande mudança de volume pode causar falhas (lascamento) no revestimento.

Assim, os revestimentos à base de  $ZrO_2+Y_2O_3$  têm elevada proporção de fase tetragonal (t) e menos de fase monoclinica (m). A eventual formação de lascas na zircônia, depende da intensidade ou *stress* compressivo durante o



resfriamento; a formação de trincas radiais depende da intensidade do *stress* na partícula durante o aquecimento.

Com 80% da fase tetragonal (t) como aspergida, a obtenção de uma porosidade fina pode ser explicada pela presença de grãos largos. A melhor concentração de  $Y_2O_3$ , na faixa de 6 a 8%, diz respeito às boas propriedades mecânicas da fase tetragonal (t) e à lenta conversão da fase cúbica (c), misturada com a fase tetragonal (t).

A Figura 3.16 apresenta o diagrama das fases presentes no sistema  $ZrO_2$ - $Y_2O_3$ .

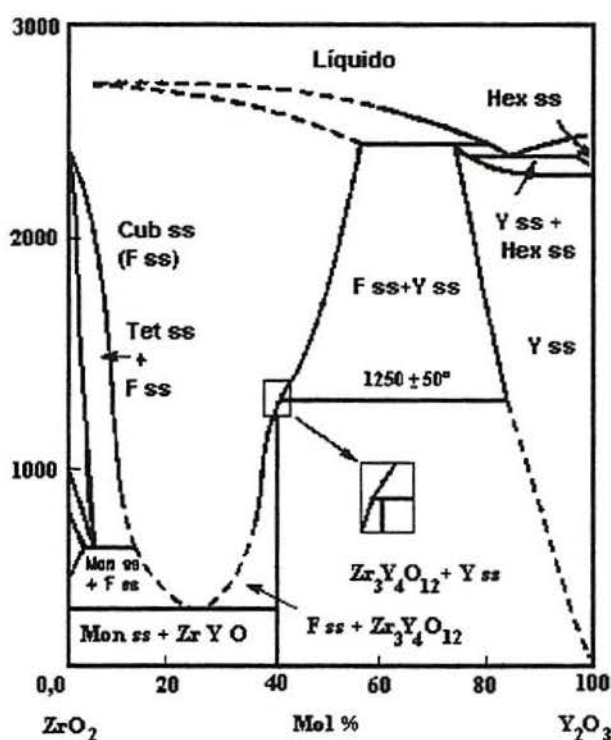


Figura 3.16 - Diagrama de Fases do sistema  $ZrO_2$ + $Y_2O_3$  (Schneider, 1991).

Pelo diagrama, pode-se observar a transição das fases presentes. A monoclínica (m) sendo estável à temperatura ambiente até  $1170^\circ C$ , passando a tetragonal (t), estável até  $2370^\circ C$  e cúbica (c) até a temperatura de  $2680^\circ C$ . Um importante aspecto do diagrama de fases é o decréscimo na temperatura da transformação de tetragonal para monoclínica com o aumento do conteúdo de  $Y_2O_3$ .

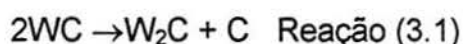
### 3.3.2.4 Carbeto de Tungstênio/Cobalto (12 e 17%)

Estes revestimentos são via de regra aspergidos por HVOF. Apresentam alta dureza e elevada resistência ao desgaste. A resistência ao desgaste destes materiais está associada a sua maior tenacidade (da matriz) e elevada dureza (dos grãos de carbeto de tungstênio). São também empregados onde há desgaste por atrito, até temperaturas de aproximadamente 500°C. A qualidade dos revestimento obtidos com o uso de sistemas à base de WC não depende somente da composição de fases, mas também do processo de fabricação.

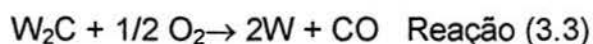
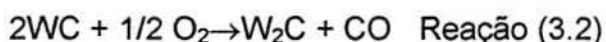
A resistência ao desgaste está associada aos grãos de WC estarem dispersos na matriz metálica de cobalto. A maioria das formas dos carbetos é romboédrica.

Schwier e Beczkowiak (1991) salientam que carbetos combinados com metais apresentam melhora na resistência da ligação à oxidação e na tenacidade. A função básica do Co é proteger o núcleo de carbeto contra a oxidação e perda de carbono. O uso como revestimentos aspergidos proporciona à superfície revestida excelente proteção contra o desgaste e ruptura.

Na aspersão de carbetos, há a redução da fase WC para  $W_2C$  e em severas circunstâncias, à redução do W elementar, a partir da reação:



A oxidação do carbono é termodinamicamente mais favorável do que a do Co ou W em altas temperaturas. A perda de carbono e a falta de Co ou do óxido de W no revestimento poderia indicar que o carbono é perdido durante as progressivas reações de oxidação:



Outra alternativa para a liberação do carbono livre poderia ser uma reação de difusão do estado sólido com o Co. A difusão do carbono ao longo da matriz Co com o W forma um estado amorfo pela rápida solidificação. Devido a mais alta



atividade e menores dimensões, os átomos de carbono migram para a próxima superfície exterior na camada de Co fundida e então evapora e/ou torna-se oxidada com a formação de CO e CO<sub>2</sub>. Isso indica que para esses pós uma baixa potência deveria ser utilizada na aspersão (Basinska, Pampuch e Gibas, 1976).

Conforme apresentado por Nerz, Kushner e Rotolico (1991), os fenômenos, como descarburização do WC, seguido da formação de carbetos não desejáveis, como o W<sub>2</sub>C, e W metálico, podem ocorrer durante a aplicação por plasma *spray*. A presença de metais e ligas metálicas, adicionadas aos grãos de carbetos como ligantes e agentes promovedores da coesão, contribuem para a complexidade das mudanças e degradação das propriedades quando as reações entre os carbetos e o metal ocorrem na corrente do plasma. Essas reações aumentam a dissolução dos carbetos no metal, fundindo-se na corrente do plasma, como também por cristalização dos carbetos e outras fases a partir da fusão e resfriamento do substrato.

Segundo Vuoristo et al (1993), a menor perda de carbono ocorre em pós de carbetos puros. Os revestimentos duros, obtidos neste caso, apresentam mais poros do que os revestimentos obtidos por pós de carbetos com adições metálicas. A perda de carbono é mais alta com pós consistindo de finos grãos de forma irregular e menor com pós consistindo de carbetos mais grossos. Não foi estabelecida nenhuma relação entre a resistência à abrasão e a microestrutura dentro da investigação, embora foi inferido que o tamanho dos grãos de carbeto afetou o grau de abrasão.

Para Basinska, Pampuch e Gibas (1976), o cuidado principal é a prevenção de formação de fases não desejadas durante o processo. O mais efetivo caminho é achar o limite da temperatura e pressão, já que as transformações podem degradar as propriedades do WC.

Há diferenças entre o WC88-Co12% produzidos por sinterização e compósitos com a mesma composição química onde as partículas tendem a desagregarem quando passam pela pistola. Essa desintegração é devido a combinação de efeitos das altas forças que aceleram (10<sup>5</sup> a 10<sup>6</sup>g) a fusão da matriz de Co.



Sistemas de WC+Co sinterizados, triturados e aspergidos pelo método HVOF são mais resistentes a condições de desgaste abrasivo, com alto grau de tenacidade, quando comparados com pós cujos métodos de fabricação foram fundidos, triturados, aglomerados e sinterizados, respectivamente. Quando o pó de WC é sinterizado com 12% e 17% de Co, a distribuição do carbetos é pouco afetada, com pouca formação do  $W_2C$  (Vuoristo et al, 1993).

Fatores secundários podem ser manipulados para a otimização das características do jato, quando visa-se a obtenção de revestimentos de WC-Co aplicados contra o desgaste abrasivo:

- i) velocidade relativa entre a peça de trabalho e a pistola de aspersão,
- ii) resfriamento da peça de trabalho,
- iii) distância do *spray* e
- iv) ângulo de impacto das partículas aspergidas.

Devido à alta energia térmica no jato produzido pelo processo de HVOF, a distância é importante para a quantidade de energia térmica junto a peça de trabalho. Por apresentarem alta velocidade, as partículas aspergidas produzem revestimentos extremamente densos. Sabe-se que fatores secundários como método de aspersão, condições de aspersão e propriedades dos materiais de partida podem modificar as propriedades dos revestimentos (Vuoristo et al, 1993). Com revestimentos de espessura variando de 0,1 a 0,8 mm aplicados por HVOF com gás propano ( $C_3H_8$ ), Barbezat, Müller e Walser (1988) obtiveram uma microestrutura com alta proporção de cristais angulares de WC embutidos uniformemente na matriz de cobalto.

A microestrutura, fases e composição química dos revestimentos diferem a partir dos pós. Isso é devido ao complexo fenômeno físico-químico que ocorre no fluxo da chama, com parcial ou total decomposição dos carbetos, e sua dissolução em metais fundidos, além da evaporação e oxidação dos carbetos, dissolvidos, a fusão como também a precipitação de carbetos secundários a partir da fusão durante o resfriamento do material no substrato da superfície fria. A ligação é baseada na aderência mecânica do revestimento na rugosidade da

superfície do substrato, e é extremamente dependente das propriedades mecânicas do substrato.

A condutividade térmica e a expansão térmica afetam a taxa de resfriamento das partículas aspergidas e as condições de *stress* dentro do revestimento.

A Figura 3.17 apresenta os diversos compostos formados durante a reação do WC+ Co.

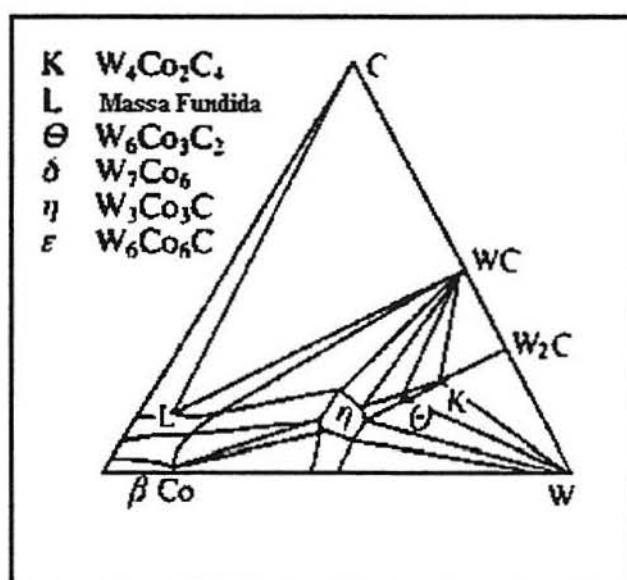


Figura 3.17 - Compostos presentes no diagrama de fases do sistema WC + Co (Barbezat, Müller e Walser, 1988).

O carbetto começa a se decompor em temperaturas de aproximadamente 2600°C. Em atmosfera oxidante, a formação do  $W_2C$  pode dar-se em temperaturas mais baixa.

### 3.3.3 MICROESTRUTURA DE MATERIAIS ASPERGIDOS TERMICAMENTE

Os revestimentos obtidos por aspersão térmica são formados por camadas construídas a partir da solidificação de gotículas sobrepostas e a natureza dos contornos dessas gotículas entre o espalhamento influencia suas características mecânicas e de desgaste. Pode-se dizer que a boa correlação entre essas



características e os aspectos microestruturais do revestimento produzem as condições controladoras do processo.

Na fabricação de revestimentos cerâmicos por aspersão térmica, normalmente usados para a proteção de componentes de equipamentos contra a degradação por desgaste ou corrosão, variações de temperatura e diferenças de dilatação térmica podem resultar em trincas, micro ou macroscópicas.

Davidge (1974) salienta que dois parâmetros afetam as propriedades mecânicas dos cerâmicos: microestrutura e condições ambientais. Entre os tantos fatores controladores da microestrutura estão: velocidade, temperatura, distância do tamanho das partículas do *spray* no momento do impacto, já que o revestimento aspergido é formado pela construção de sucessivas camadas de gotículas de alta plasticidade que se achatam e solidificam após o impacto, produzindo usualmente microestruturas lamelares.

A influência da microestrutura na resistência dos cerâmicos em termos de mecanismo de fratura, depende da falha (C) e da energia de superfície efetiva ( $Y_i$ ). A chave para isso seria a resistência mecânica dos cerâmicos ( $\sigma$ ). Evans e Tappin, citados por Davidge (1974), acrescentam que a energia de superfície decresce marcadamente com o aumento da porosidade.

Adicionalmente, estudos mostram que nem todas as partículas aderem no substrato e que o grau de adesão é influenciado marcadamente pela velocidade e tamanho da gotícula. A dimensão do grão está relacionada com a solidificação das partículas líquidas aspergidas sobre o substrato ou sobre camadas já previamente depositadas.

Pode-se dizer que há uma velocidade crítica para um dado tamanho de partícula, para a qual a retração é muito menor. Isto poderia ser explicado a partir de forças aerodinâmicas na zona de contato substrato-gotícula, associadas com o fluxo de ar através da região de contato. Conforme apresentado por Niemi et al (1995), a alta velocidade e pequeno tamanho de grão produz microestruturas mais finas e lamelas com melhor ligação entre si.



A Equação 3.2 (Niemi et al, 1995) relaciona a variação de tamanho da gotícula com o tamanho da partícula achatada após o choque contra a superfície. Por essa equação, pode-se deduzir que as partículas completamente fundidas antes do impacto têm sua viscosidade drasticamente reduzida, aumentando o achatamento das partículas e a relação  $D/d$ .

$$\boxed{D/d = 1,29(\rho \cdot \mu / v)} \quad \text{Equação (3.2)}$$

onde:

$\rho$  = densidade

$\mu$  = viscosidade

$v$  = velocidade de impacto da partícula

Ao compararem a relação da microestrutura de revestimentos à base de  $\text{Al}_2\text{O}_3+2,5\text{TiO}_2$  e  $\text{ZrO}_2+20\text{Y}_2\text{O}_3$ , aspergidos por plasma *spray* e outros sistemas, aspergidos por *flame spray*, com as medidas de microdureza (Vickers, Brinell, Rockwell) dos revestimentos obtidos, Zografou et al (1986) não estabeleceram nenhuma correlação com a resistência ao desgaste.

Ao se considerar a deformação da gotícula líquida no impacto com o substrato sólido, pode-se descrever que a partícula líquida ao bater na superfície plana em baixa velocidade é achatada. A seguir, ela retrai, passando da forma esférica para a de um cone, e então é expandida a uma forma final de equilíbrio, determinada pelas forças de tensão estática, a partir da interação partícula - substrato.

Para Furukubo, Oki e Gohda (1992), a resistência dos revestimentos aspergidos depende com mais intensidade da coesão entre as partículas aspergidas do que da densidade ou da dureza dos revestimentos. A área real de contato gotícula-substrato parece ser muito menor do que aparenta. Também pode-se esperar um pequeno ângulo de contato na colisão da gotícula depois da primeira camada ter sido formada no substrato.

O bom contato entre o líquido e o substrato deve estar relacionado com as características de molhamento na interface líquido-metal-gás, isto é, o ângulo de

contato ( $\theta$ ) e a pressão efetiva do líquido no substrato durante o impacto. Se o líquido não molha bem o substrato, o tamanho do poro junto ao líquido penetrante pode ser dado por:

$$D = \frac{4\gamma \cos \theta}{P} \quad \text{Equação (3.3)}$$

onde:

D= tamanho do poro

P= pressão efetiva

O espalhamento da gota é de interesse porque afeta a eficiência da deposição e porosidade.

As Figuras 3.18 e 3.19 apresentam esquematicamente uma esfera de fluido colidindo contra um substrato, e após o choque, respectivamente.

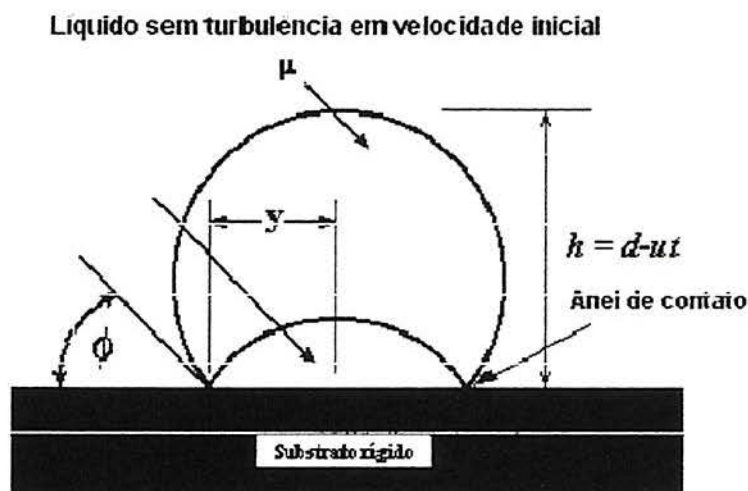


Figura 3.18 - Impacto da partícula líquida junto ao substrato sólido:  $\theta$  = ângulo de contato;  $y$  = localização do anel de contato;  $\mu$  = velocidade descendente (Engel, 1955).

### Líquido sem turbulência em velocidade inicial



Figura 3.19 - Posterior ao impacto da partícula líquida junto ao substrato sólido (Engel, 1955).

Conforme comentam Ski e Dear (1992), a velocidade de propagação radial do líquido impactante numa superfície sólida é de aproximadamente 3 vezes a velocidade de impacto. Segundo Dykhuizen (1994), a resistência de contato é um fator muito mais importante do que o tamanho das gotículas nas aplicações de aspersão térmica. A condução do calor na interface sólida/líquida inclui duas etapas em série: a transferência de calor através da camada solidificada (de espessura  $\delta$ ) e através da camada fundida. A Figura 3.20 representa o caminho do calor entre a interface sólido-líquido.

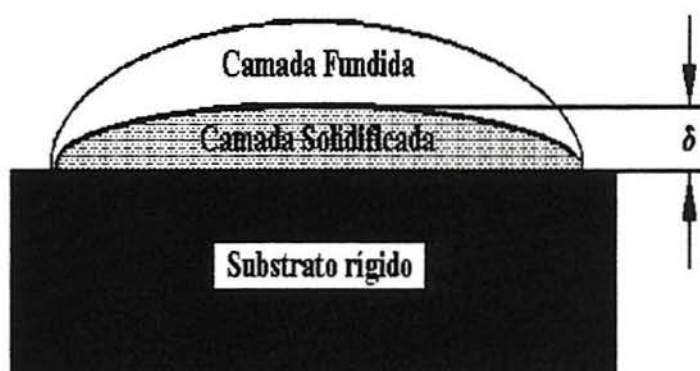


Figura 3.20 - Caminho do calor a partir do substrato para a interface sólido-líquido (Moreau, 1992).

Em Madesky (1976), é salientado que o processo de solidificação da gota é o mecanismo dominante na limitação do crescimento do *splat*. Os fatores



envolvidos no espalhamento da gotícula sobre o substrato contribuem para uma menor resistência mecânica do revestimento – coesão – e também da aderência desse sobre o substrato.

Devido ao gradiente de temperatura existente na interface entre o achatamento da gotícula e o substrato ou, depois de cada partícula ter solidificado, a contração térmica contida por meio de um sólido básico e uma distribuição de microtrincas, é estabelecida dentro da partícula. Em materiais frágeis, resulta a formação de uma rede de finas microtrincas.

Para revestimentos cerâmicos, as microtensões ou macrotensões podem ser desenvolvidas devido ao desencontro da expansão térmica entre o revestimento e o substrato. Para revestimentos metálicos, estas tensões deveriam relaxar através de uma deformação plástica. A deformação plástica das lamelas durante a fratura dos revestimentos metálicos provém de um processo de dissipação de energia, o qual resulta em mais alta resistência para fraturas adesivas e coesivas do que quando comparados para revestimentos cerâmicos.

## 4- PARTE EXPERIMENTAL

A fabricação dos revestimentos para investigação neste trabalho teve como diretriz a obtenção de diferentes microestruturas, de modo a permitir a identificação de fenômenos que contribuam para menor ou maior resistência desses revestimentos ao desgaste abrasivo.

A Figura 4.1 apresenta um fluxograma representativo do procedimento experimental adotado para a obtenção de diferentes microestruturas dos materiais investigados neste trabalho.

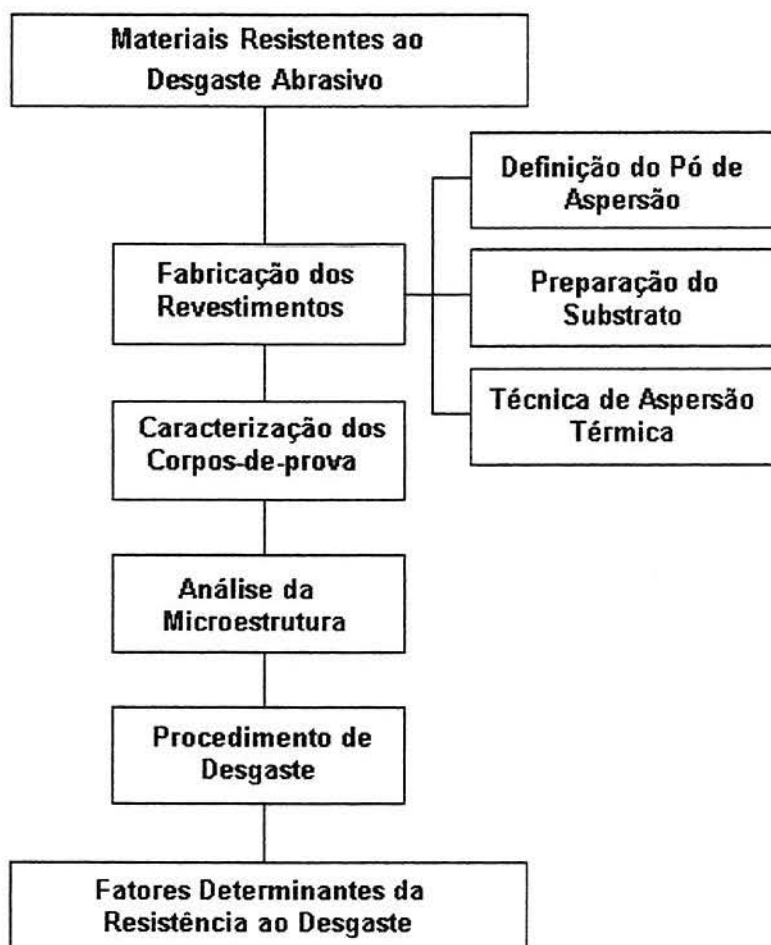


Figura 4.1 - Fluxograma representativo do procedimento experimental para a obtenção de revestimentos com vista ao estudo da sua resistência ao desgaste.

Os procedimentos experimentais foram realizados no Laboratório de Materiais Cerâmicos (LACER). Os revestimentos obtidos pela técnica de aspersão térmica foram realizados na Empresa Metalcrom, situada no município de Esteio (RS). Os equipamentos utilizados para testes e análises qualitativas e quantitativas pertencem a diversos laboratórios do PPGEM.

#### 4.1 MATERIAIS

Os pós cerâmicos, compósitos e metálico investigados foram escolhidos em função da expectativa de suas propriedades como revestimento aspergido termicamente, e que determinam sua resistência ao desgaste. A Tabela 4.1 apresenta as propriedades típicas dos materiais selecionados.

Tabela 4.1 - Sistemas cerâmicos e metálico escolhidos para a aspersão térmica de revestimentos resistentes ao desgaste.

SISTEMA CERÂMICO	INFORMAÇÃO OBJETIVADA
$\text{Al}_2\text{O}_3$	A alumina apresenta alta dureza, grande resistência ao desgaste a baixas temperaturas. Pode ser aspergida por plasma <i>spray</i> e oxi-acetileno. Os revestimentos por plasma <i>spray</i> são mais densos que por chama oxi-acetilênica. Os revestimentos de alumina não apresentam fase vítrea.
$\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2(13\%)$	Produz revestimentos densos, com dureza pouco abaixo dos revestimentos de carvão de tungstênio. Apresenta excelente resistência em baixas temperaturas ao desgaste por superfícies duras, grãos abrasivos, corrosão, cavitação e erosão da partícula. Tem boa adesão com o substrato e alta coesão inter-partícula. Porosidade menor que $\text{Al}_2\text{O}_3$ .
$\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3(8\%)$	Produz excelentes barreiras térmicas para altas temperaturas, resistência a ciclos térmicos e deformações. Boa resistência ao choque térmico e à abrasão. Apresenta módulo de elasticidade bem inferior ao da $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Podem ser aspergidos por plasma <i>spray</i> e chama oxi-acetilênica. A $\text{Y}_2\text{O}_3$ promove a estabilização da $\text{ZrO}_2$ , minimizando assim a formação de trincas e microtrincas no revestimento.
$\text{WC}+\text{Co}(12\%)$	Produz revestimentos duros, muito densos e particularmente resistentes ao desgaste. A matriz metálica de Co promove uma base elástica ao revestimento, aumentando sua resistência ao desgaste mecânico. Da mesma forma, os grãos de WC, dispersos na matriz, são responsáveis por uma maior resistência ao atrito.
$\text{WC}+\text{Co}(17\%)$	<i>Idem</i> ao anterior, porém com maior fase metálica.
<b>SISTEMA METÁLICO</b> Liga à base de Ni-Cr-W	Os materiais metálicos apresentam propriedades mecanoelásticas e microestruturais bastante diferenciadas em relação aos materiais cerâmicos. Esta liga produz superfícies resistentes ao desgaste, com baixo coeficiente de atrito. Os revestimentos foram obtidos pela técnica de aspersão térmica HVOF.



Foram empregados pós comerciais de diferentes fabricantes. As características dos pós para a aspersão utilizados estão listadas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Características dos pós de aspersão térmica empregados.

Materiais → Características ↓	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiO <sub>2</sub>	ZrO <sub>2</sub> +Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	WC-Co(12% e 17%)	Liga Ni-Cr-W
Granulometria	-53µm+15µm	-53µm+15µm	-106µm+10µm	-45µm +10µm	-50µm+15µm
Composição Química	98,5%p Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 1%p SiO <sub>2</sub> , 0,5%p de outros óxidos	87%p Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 13%p TiO <sub>2</sub>	92%p ZrO <sub>2</sub> 8%p Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	88%p WC e 12%p Co <hr/> 83%p WC, 17%p Co	17,3%p W, 15%p Cr, 4%p Si, 3,5%p Fe, 3%p B, 0,8%p C, Ni balanceado
Densidade Volumétrica	1,4g/cm <sup>3</sup>	1,6g/cm <sup>3</sup>	1,5g/cm <sup>3</sup>	5,0g/cm <sup>3</sup> (12%) <hr/> 4,8g/cm <sup>3</sup> (17%)	10,1g/cm <sup>3</sup>
Coeficiente de dilatação térmica (x10 <sup>-6</sup> /K)	7,6	8,7	6,1	7,7	10,0
Fabricante	Metco	Metco	Metco	Tafa	Colmonoy
Denominação Comercial	M105	M130	M204	343Vm	88

Obs: As análises granulométricas dos pós utilizados foram realizadas com auxílio de um granulômetro Cilas modelo 1064, através da difração de raio laser. As respectivas curvas de distribuição granulométrica encontram-se no Anexo A.

## 4.2 MÉTODOS

### 4.2.1 ASPERSÃO TÉRMICA

#### 4.2.1.1 Equipamentos

Para a fabricação dos revestimentos, foram utilizados dois equipamentos de aspersão térmica: a plasma e HVOF. A seguir, são apresentadas as características de cada um dos equipamentos:

**Plasma Spray.** Os revestimentos cerâmicos foram obtidos pela técnica de plasma

spray a partir do equipamento esquematizado na Figura 4.2.

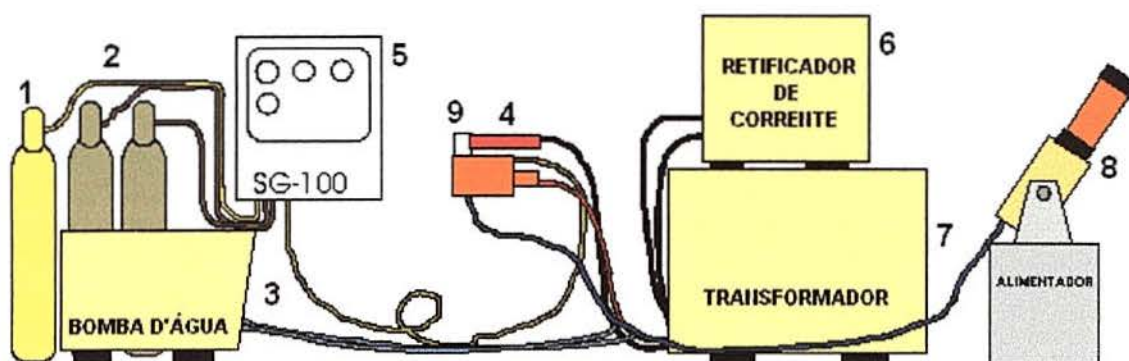


Figura 4.2 - Esquema do aparelho de plasma *spray* utilizado para a obtenção dos revestimentos cerâmicos. (1) Tubo de gás hélio (formação do plasma); (2) Tubos de gás argônio (carregador); (3) Bomba d'água (refrigeração da pistola); (4) Pistola; (5) Painel de controle; (6) Retificador de corrente; (7) Transformador; (8) Alimentador do pó de aspersão; (9) Injeção do pó na pistola.

O equipamento de Plasma utilizado foi o modelo SG100, fabricado pela Miller (EUA). Este equipamento opera com temperaturas em torno de 13.000°C. O gás hélio foi empregado na formação do plasma, conjuntamente com o argônio, que também é utilizado como gás carregador do fluxo de pó. A potência total do equipamento é de 100 KVA.

Na Tabela 4.3, encontram-se os parâmetros de deposição, de acordo com as normas do fabricante, utilizados para o equipamento do plasma *spray*.

Tabela 4.3 - Parâmetros de deposição do equipamento plasma *spray*.

Materiais	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiO <sub>2</sub>	ZrO <sub>2</sub> + Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni-20Cr
Corrente (A)	800	900	1000	800
Pressão de argônio (MPa)	30	50	20	0,35
Pressão de hélio (MPa)	110	100	80	0,76
Taxa de alimentação (g/min)	40	35	40	20
Distância de deposição (mm)	80	80	110	40

Obs: Distância de Deposição: distância do bico da pistola até a superfície de deposição (substrato).

**HVOF (*High velocity oxygen fuel*)**. Os revestimentos dos sistemas cerâmicos com matriz metálica e da liga metálica foram obtidos a partir do equipamento esquematizado na Figura 4.3.

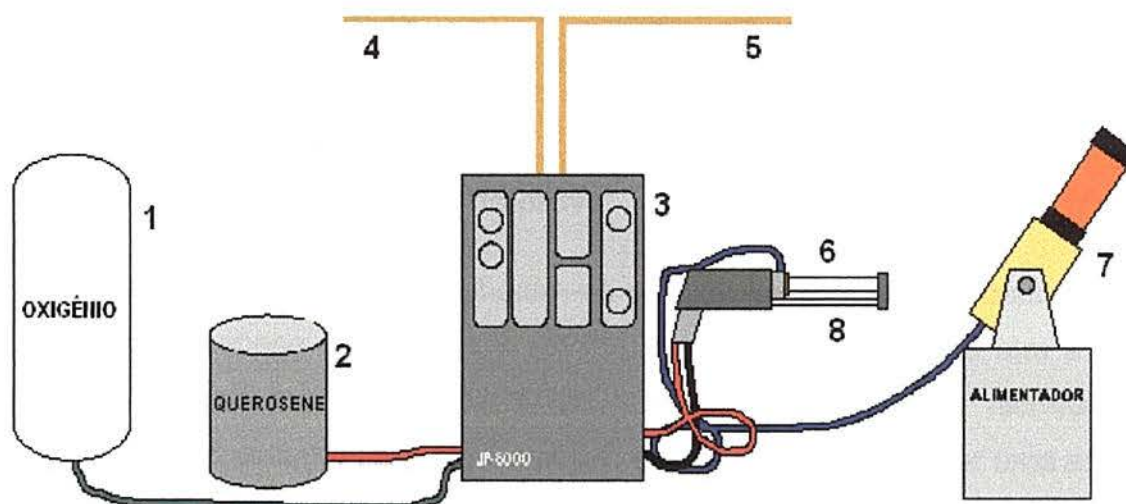


Figura 4.3 - Esquema do aparelho de HVOF utilizado para a obtenção dos revestimentos com matriz metálica e de natureza metálica. (1 e 2) Tanque de oxigênio (gás comburente) e tanque de querosene (combustível); (3) Painel de operação (onde dá-se a partida do equipamento e de onde saem as ligações que se conectam à pistola de aspersão); (4 e 5) Entrada e saída d'água de refrigeração; (6) Pistola de aspersão; (7) Alimentador; (8) Camisa refrigeradora no bico da pistola.

O equipamento de HVOF utilizado foi o modelo JP-5000, fabricado pela Tafa (EUA). Este equipamento opera com temperaturas em torno de 2.700°C, e com alta velocidade de propagação dos gases. A combustão ocorre dentro da pistola.

Na Tabela 4.4, encontram-se os parâmetros de deposição, de acordo com as normas do fabricante, utilizados para o equipamento de HVOF.



Tabela 4.4 - Parâmetros de deposição do equipamento de HVOF.

Materiais	WC-Co (12 e 17%)	Ni-Cr-W (liga metálica)
Fluxo de querosene (m <sup>3</sup> /h)	20,82	22,71
Fluxo de oxigênio (m <sup>3</sup> /h)	55,21	41,05
Bico da pistola (mm)	203,2	101,6
Fluxo de nitrogênio (m <sup>3</sup> /h)	0,68	24
Taxa de alimentação (g/min)	70	35
Distância de deposição (mm)	350	350

#### 4.2.1.2 Fabricação dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova constituíram-se de um revestimento aplicado sobre a superfície da cabeça de parafusos sextavados, com lado de 7,15 mm e altura 5,15 mm (Figura 4.4). A escolha deste substrato baseou-se na facilidade de encaixe no equipamento utilizado no ensaio de abrasão, além de ser uma solução de baixo custo. No seu preparo, a superfície era primeiramente lixada e, com o intuito de aumentar a rugosidade superficial, sofria jateamento por grãos abrasivos de alumina. Após, a superfície da cabeça do parafuso era limpa com ar comprimido, com o objetivo de afastar resíduos decorrentes do jateamento.

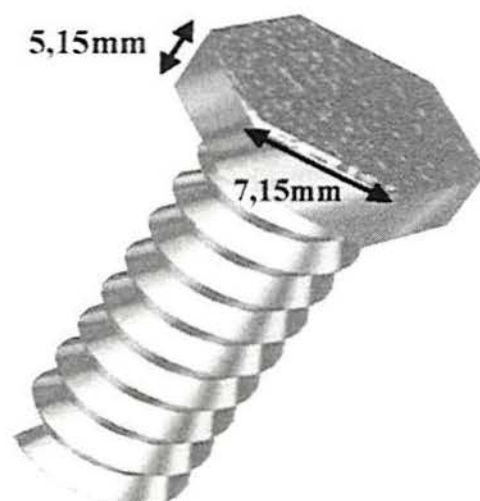


Figura 4.4 - Corpo-de-prova utilizados neste trabalho

Antes da aspersão térmica propriamente dita, os parafusos eram pré-aquecidos (padrão de 30 s) com a chama da própria pistola de aspersão, sem fluxo de pó, com o intuito de aumentar a aderência dos revestimentos pela diminuição de tensões térmicas. A obtenção dos revestimentos cerâmicos, precedia a deposição de uma camada metálica (liga Ni-Cr20) de aproximadamente 0,2 mm de espessura, com o objetivo de aumentar a compatibilidade termomecânica entre o material e a superfície do parafuso. A Tabela 4.5 apresenta as características da liga Ni-Cr20 utilizada na fabricação dessa camada de ligação.

Tabela 4.5 - Características da liga metálica (Ni-Cr20) empregada como camada de ligação entre o substrato e os pós cerâmicos aspergidos termicamente.

Material	Liga metálica (Ni-Cr20)
Granulometria	-106 $\mu$ m+45 $\mu$ m
Composição Química	16%p Cr, 8%p Fe, Ni balanceado
Coefficiente de dilatação térmica 25-1000°C	6,0 (10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )
Fabricante	Metco
Denominação comercial	44

Para a obtenção dos revestimentos, os corpos-de-prova foram fixados em um suporte como indicado esquematicamente na Figura 4.5. Isto permitiu a produção seriada dos revestimentos.

A deposição foi feita em uma cabine com exaustão forçada e proteção acústica, para reduzir os efeitos prejudiciais do pó emanado e do som produzido durante a aspersão.



Figura 4.5 - Suporte onde foram fixados os corpos-de-prova a fim de serem revestidos

Na Figura 4.6, é apresentado um fluxograma representativo dos parâmetros variados durante a técnica de aspersão para a obtenção de revestimentos com diferentes microestruturas.

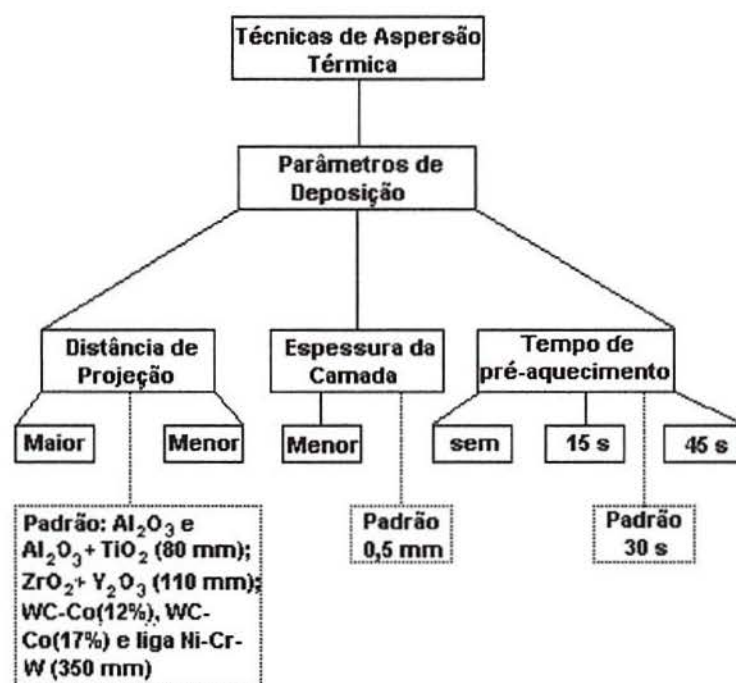


Figura 4.6 - Fluxograma representativo dos parâmetros utilizados com a finalidade de obtenção de diferentes microestruturas



A partir da condução do pó até a pistola de projeção, o material de acordo com sua temperatura, calor latente de fusão e sua capacidade de absorver e transmitir calor e de acordo com a temperatura da chama, atingiu um estado plástico ou semi-plástico. Com a aceleração devido à expansão gasosa na chama, o material atingiu a superfície do substrato em um estado altamente energético, formando o revestimento.

## 4.2.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

### 4.2.2.1 Ensaios de desgaste

Para a realização dos ensaios de desgaste, foi empregado um abrasímetro (Figura 4.7) fabricado pela Thüringer Industriewerk Rauerstein (Alemanha), com velocidade de rotação de 47,5 rpm. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente e a seco. Como meio de desgaste, foi empregada uma lixa de granulometria 120 $\mu$ m (Norton R818). A pressão de contato entre o corpo-de-prova e a lixa foi cerca de 0,1 MPa. O tempo de ensaio total foi de 50 segundos. Com o objetivo de manter a mesma capacidade de abrasão, utilizou-se uma lixa com 450 x 450 mm<sup>2</sup> para cada ensaio.

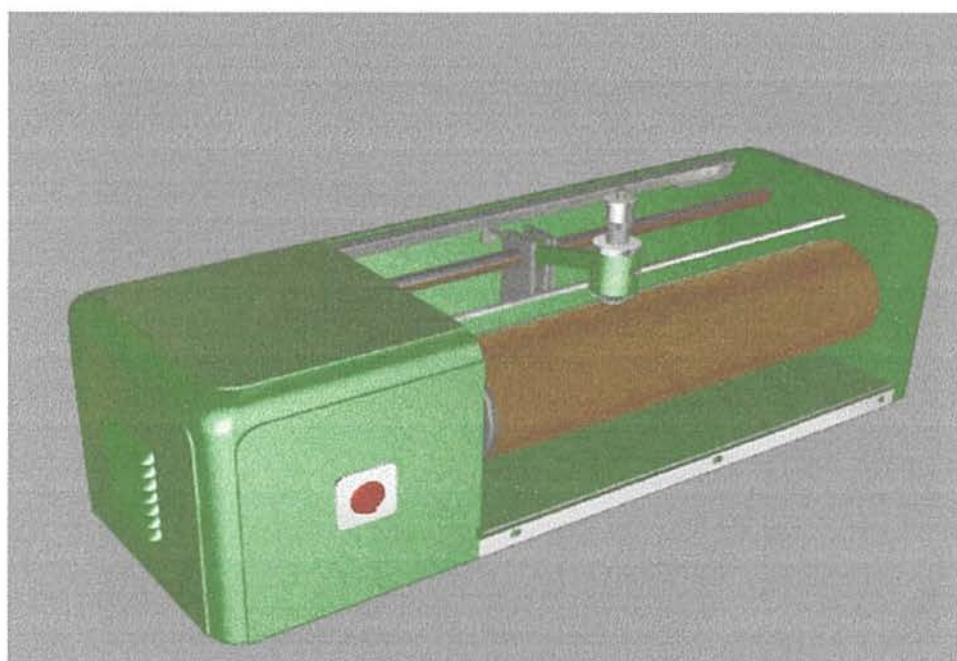


Figura 4.7 - Equipamento empregado para os ensaios de desgaste.

Neste equipamento, a peça sob desgaste sofre basicamente 3 movimentos simultâneos de abrasão (Figura 4.8).

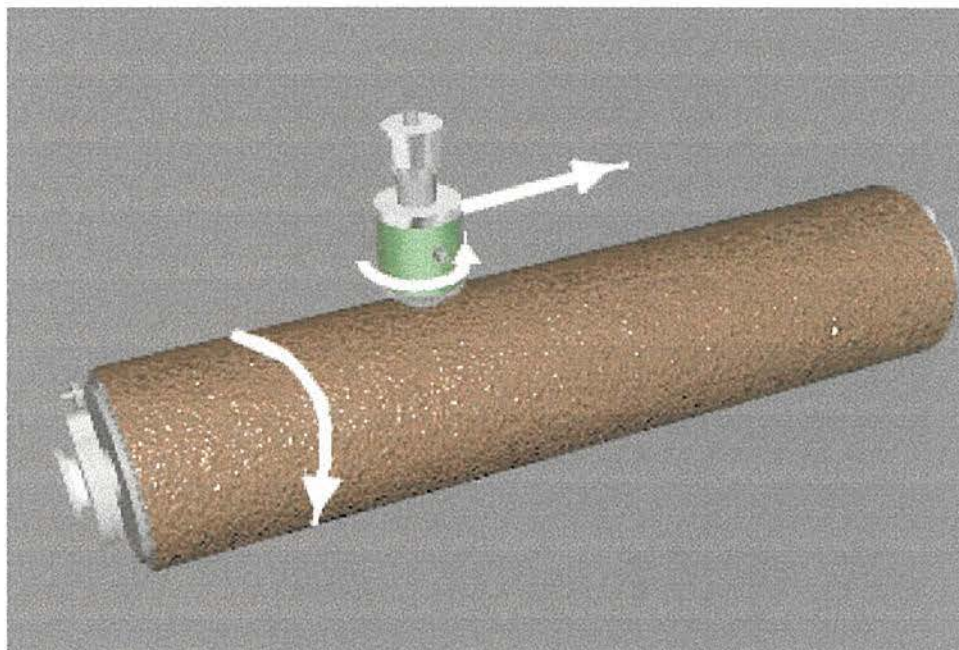


Figura 4.8 - Movimentos relativos do tambor

O corpo-de-prova é fixado em um suporte (Figura 4.9), ficando em contato com a lixa abrasiva.

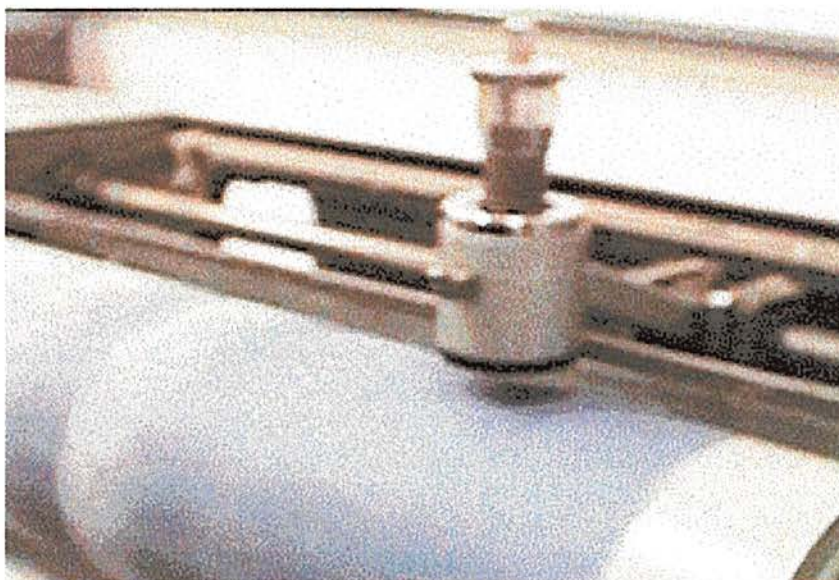


Figura 4.9 - Suporte de fixação do corpo-de-prova



Os corpos-de-prova foram submetidos ao procedimento de desgaste abrasivo, primeiramente com uma lixa já usada, com a finalidade de preparar a superfície, e após com uma lixa virgem. O procedimento foi realizado num percurso total de 170 mm. A pesagem dos corpos-de-prova foi feita antes do procedimento de desgaste ( $P_i$ ) e após serem desgastados ( $P_f$ ).

A partir da Equação (4.1), estabeleceu-se a perda de massa por desgaste abrasivo.

$$P_m = P_i - P_f \quad \text{Equação (4.1)}$$

Onde:

$P_m$ : Perda de massa (g);

$P_i$ : Peso inicial - antes do procedimento de desgaste;

$P_f$ : Peso final - após o procedimento de desgaste.

A quantificação do desgaste foi expressa em perda de volume, segundo a Norma ASTM G105:

$$P_v = \frac{P_m \times 1000}{D} \quad \text{Equação (4.2)}$$

Onde:

$P_v$ : Perda de volume (mm<sup>3</sup>);

$P_m$ : Perda de massa (g);

$D$ : Densidade (massa específica) (g/cm<sup>3</sup>).

Para cada parâmetro variado, utilizou-se a média de 6 corpos-de-prova ensaiados, após a realização de pré-testes para determinar a repetibilidade do método.

#### 4.2.2.2 Porosidade

Os revestimentos foram caracterizados quanto à porosidade aparente pelo princípio de Arquimedes.

Para a determinação dos pesos da Equação 4.3, obedeceu-se à seguinte sequência:



- i) eliminação de partes soltas da superfície;
- ii) pesagem a seco ( $P_s$ );
- iii) aquecimento do corpo-de-prova em água fervente por duas horas;
- iv) esfriamento do corpo-de-prova em a temperatura ambiente;
- v) determinação do peso do corpo-de-prova imerso através de um suporte de apoio imerso e preso junto à balança semi-analítica digital ( $P_i$ );
- vi) secagem do corpo-de-prova com pano úmido para retirar o excesso de umidade aderida à superfície;
- vii) pesagem do corpo-de-prova úmido ( $P_u$ ).

$$Pa = \frac{Pu - Ps}{Pu - Pi} \times 100 \quad \text{Equação (4.3)}$$

#### 4.2.2.3 Microdureza

A microdureza Vickers dos revestimentos aspergidos termicamente foi determinada com um microdurômetro, fabricado pela Buehler (EUA). A carga utilizada foi de 0,5 kg para os sistemas cerâmicos com matriz metálica e sistema metálico, e de 0,1 kg para os sistemas cerâmicos, para um tempo de indentação de 25 s. A microdureza obtida foi a média de 3 medidas.

#### 4.2.2.4 Rugosidade

A rugosidade dos revestimentos aspergidos termicamente foi determinada por um rugosímetro de marca Precision Devices, Inc (EUA), modelo Surfometer. Os valores usados foram obtidos pela média da varredura feita pelo aparelho.

#### 4.2.2.5 Análise microestrutural

Foi procedida a análise da microestrutura antes e após o ensaio de desgaste, com objetivo de se identificar os fenômenos que ocorrem e concorrem para um aumento da resistência ao desgaste abrasivo dos sistemas utilizados.

As técnicas empregadas para a avaliação da microestrutura foram: microscopia ótica (equipamento: Olympus, modelo PMG3), microscopia eletrônica de varredura (equipamento: JEOLL, modelo JSM-5800 e PHILIPS, modelo XL20) e difração de raios X (equipamento: PHILIPS, modelo X'Pert - MPD).

Os respectivos valores experimentais obtidos encontram-se nos Anexos (Anexo C).

## 5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. POROSIDADE

A Figura 5.1 apresenta a variação do desgaste abrasivo, pela perda de volume, dos revestimentos cerâmicos aspergidos termicamente em função de sua porosidade. Na mesma figura, para efeito de comparação, são apresentados os valores de porosidade e de desgaste de três outros sistemas: carbeto de tungstênio com matriz de cobalto (com 12% em peso de cobalto em um caso, e 17% em outro) e uma liga metálica a base de níquel, com cromo e tungstênio.

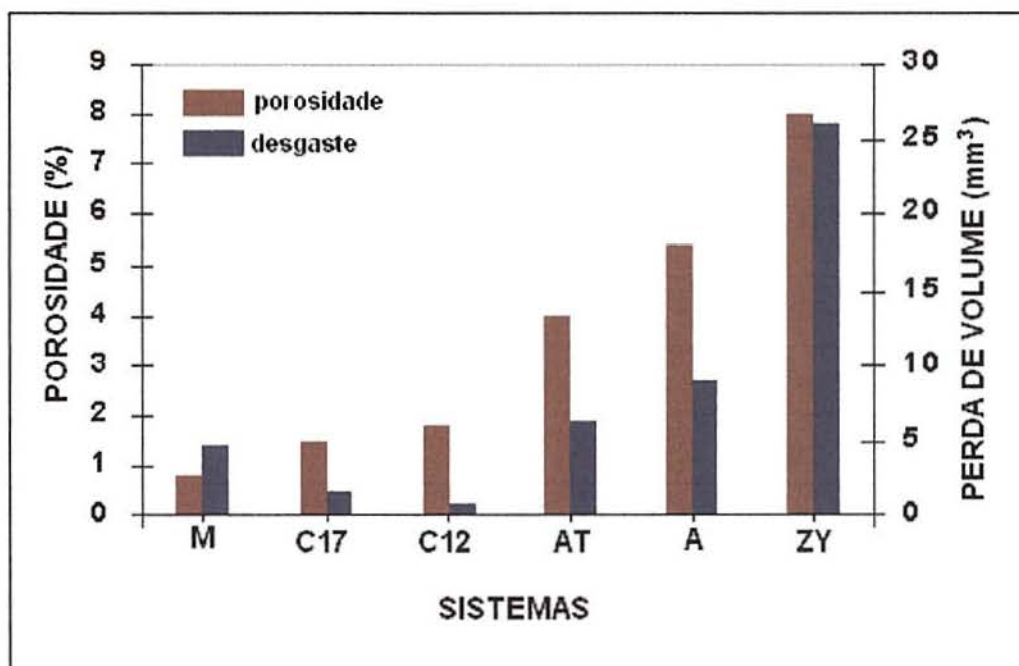


Figura 5.1- Desgaste por abrasão de revestimentos aspergidos termicamente, comparados em função da sua porosidade. Cerâmicos: A=  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT=  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY=  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; cerâmico com matriz metálica: C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e liga metálica: M= (liga de Ni-Cr-W).

Pode-se observar pela análise da Figura 5.1 uma correlação da porosidade com o desgaste medido dos sistemas cerâmicos. No sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ , onde a perda por desgaste abrasivo foi maior ( $26,4 \text{ mm}^3$ ), a porosidade também foi maior (8 %).



Se for projetado o valor da porosidade e do desgaste para o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3$  em comparação com o sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ , não se esperaria um valor de desgaste tal como o obtido. Enquanto a porosidade caiu em aproximadamente 31%, a perda por desgaste foi reduzida em 66%. Os valores de desgaste e porosidade para o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3$  foram de  $9,02 \text{ mm}^3$  e 5,4 %, respectivamente.

Em relação ao sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , o valor de porosidade caiu em torno de 49%, para uma queda no desgaste de 77%, com valores de 4% para a porosidade e  $6,1 \text{ mm}^3$  para o desgaste.

Em materiais porosos, a área disponível para a aplicação da carga é reduzida. Os poros são concentradores de tensão e iniciadores de fraturas a partir dos defeitos. A resistência mecânica dos materiais é diretamente dependente do tamanho do defeito. Portanto, maior porosidade, maior defeito, menor resistência mecânica e conseqüentemente, menor resistência ao desgaste.

A relação empírica entre a resistência mecânica e a porosidade pode ser dada pela Equação 5.1 (Callister, 1997):

$$S_t = S_o * e^{-b \cdot PT} \quad \text{Equação (5.1)}$$

onde:

$S_o$ = resistência do material sem poros;

$b$ = constante que depende do material;

$PT$ = porosidade total.

A correlação obtida entre desgaste e porosidade dos materiais cerâmicos porém, não é nem linear, nem obedece à variação exponencial de intrínseca à Equação 5.1. Ainda, se observados os valores de desgaste e de porosidade para os sistemas cerâmicos com matriz metálica (WC-Co) e para a liga metálica, pode-se verificar que há uma relação entre a porosidade e o desgaste inversa à obtida para os sistemas cerâmicos: quanto maior a porosidade, menor o desgaste.

A comparação entre os valores de desgaste e de porosidade dos sistemas WC-Co(12%) e WC-Co(17%) e do sistema cerâmico  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , que apresentou dos sistemas cerâmicos, o menor desgaste e menor porosidade, é bastante ilustrativa (Figura 5.2). Em relação ao sistema cerâmico, o sistema WC-Co(12%) apresentou uma resistência ao desgaste cerca de 9 vezes superior, com decréscimo da porosidade de 55%. Os valores do desgaste e da porosidade foram  $0,70 \text{ mm}^3$  e 1,8%, respectivamente. Para o sistema WC-Co(17%), a resistência ao desgaste foi superior em 5 vezes para uma porosidade inferior em 63%. Os valores do desgaste e da porosidade foram  $1,33 \text{ mm}^3$  e 1,5%, respectivamente.

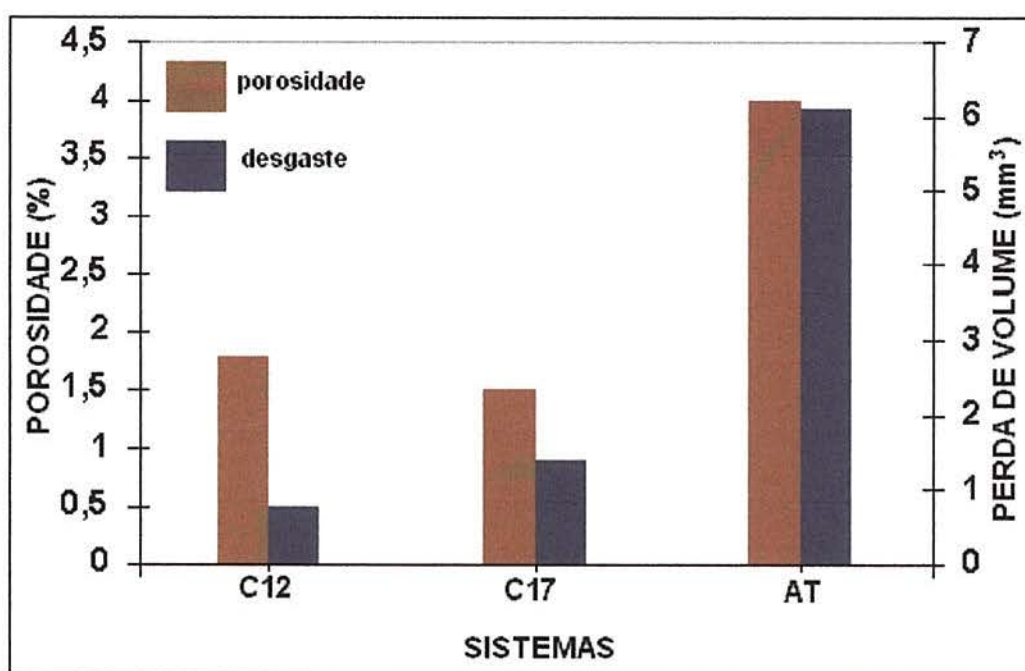


Figura 5.2 - Variação entre a porosidade e desgaste nos materiais cerâmicos em matriz metálica em relação ao material cerâmico. AT=  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; C12= WC-Co(12%) e C17= WC-Co(17%).

Na Figura 5.3, é apresentada uma micrografia típica do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , com a morfologia formada por gotículas solidificadas, as lamelas. Estas apresentam tamanhos variados, formando o revestimento a partir da sobreposição das camadas. Partículas que não atingiram aparentemente completo estado de plasticidade aparecem aderidas ao substrato, característica do processo de aspersão térmica por plasma *spray*.





Figura 5.3 - Micrografia de topo do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  aspergido termicamente por plasma spray

Revestimentos obtidos por processos convencionais de aspersão térmica apresentam porosidade que pode variar de 0,025 até 50%. A porosidade tem sua origem por partículas não fundidas, devido à baixa velocidade, ao ângulo de aspersão e a contração devido aos efeitos de alívio de tensão. A porosidade pode influenciar significativamente a aderência e coesão das partículas, dependendo de sua quantidade (Madruga e Bergmann, 1994).

Os dois sistemas com matriz metálica apresentam comportamento bastante diferenciado em relação à resistência ao desgaste, já que em relação à porosidade não há uma dependência direta.

É de se supor, então, que outros fatores microestruturais tenham sido responsáveis por esta maior resistência ao desgaste do sistema WC-Co(12%) em relação aos outros sistemas apresentados na Figura 5.2. Mesmo esperando que um percentual maior da matriz metálica conferisse à partícula aspergida maior plasticidade no espalhamento, o aumento na resistência ao desgaste não foi confirmado.



A Figura 5.4 apresenta as morfologias de topo obtida dos revestimento WC-Co(12%) e WC-Co(17%).

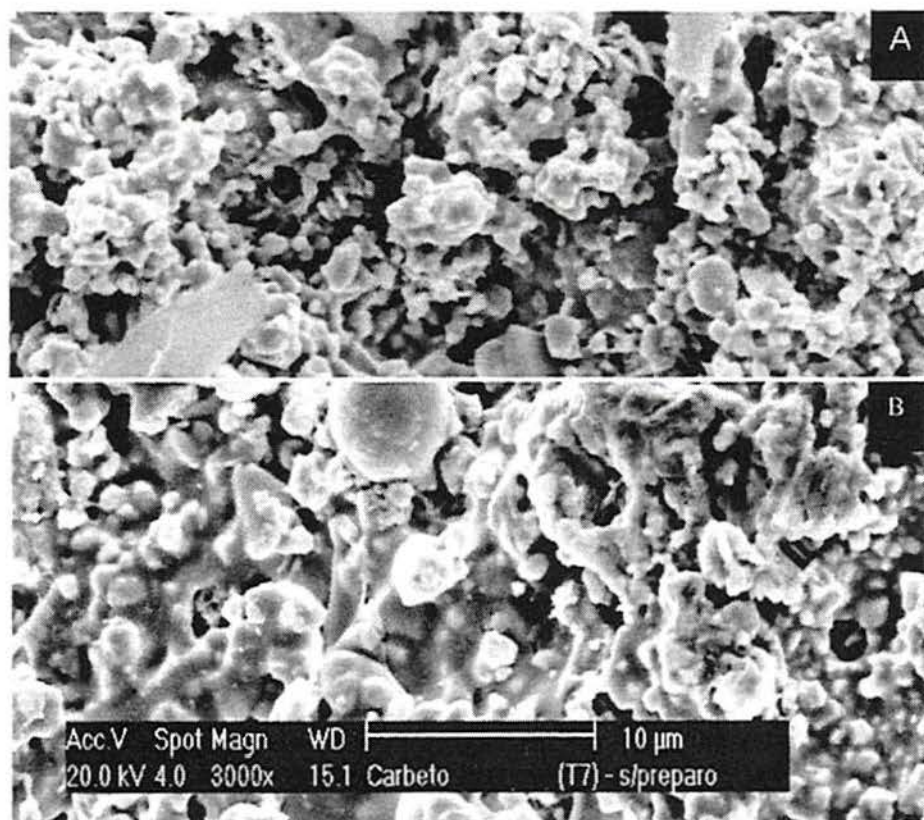


Figura 5.4 - Micrografias de topo dos sistemas WC-Co(12%) e WC-Co(17%), aspergidos termicamente por HVOF.

Ao serem comparadas as duas morfologias apresentadas na Figura 5.4, constata-se pouca diferença entre ambas. A porosidade é bastante semelhante, 1,8% e 1,5% (valores calculados) para os sistemas WC-Co(12%) (A) e WC-Co(17%) (B), respectivamente. Este nível de porosidade é típico para revestimentos obtidos pela técnica de HVOF, devido ao choque altamente energético da partícula contra o substrato.

Um fator de consideração na análise da maior resistência ao desgaste de revestimentos à base de WC com matriz Co, em relação aos revestimentos cerâmicos é, sem dúvida, o módulo de elasticidade menor da matriz metálica. Com isso, a absorção do esforço abrasivo pela deformação elástica do revestimento é um mecanismo efetivo de absorção de energia, evitando o

trincamento e a própria propagação de trincas comuns nos materiais cerâmicos quando solicitados por esforços abrasivos.

Pelos resultados obtidos para os sistemas constituídos de materiais cerâmicos e de materiais cerâmicos com matriz metálica, observa-se que: enquanto nos primeiros, a resistência ao desgaste cai com o aumento da porosidade, o inverso ocorre com os materiais cerâmicos com matriz metálica. Portanto caberia uma avaliação mais aprofundada da questão porosidade tratando-a como uma descontinuidade da matriz aspergida, para aí incluir as trincas, macro e micro, que podem estar contribuindo para a medida, pelo princípio de Arquimedes, de uma maior porosidade no revestimento. Essa consideração supõe, então, que a porosidade não seja o único fator determinante da resistência ao desgaste dos revestimentos aspergidos termicamente.

## **5.2 TRINCAS, LAMELAS E REGIÃO INTERLAMELAR**

A Figura 5.5 apresenta a micrografia do revestimento de  $ZrO_2+Y_2O_3$  aspergido termicamente. Pode-se observar trincas nas lamelas, sugerindo o alívio de tensões surgidas no rápido resfriamento da lamela e associadas às transformações de fases que ocorrem em curto espaço de tempo.

Pela Figura 5.5, pode-se também observar um número expressivo de lamelas de diferentes formas e tamanhos, indicando menor espalhamento da partícula na superfície de choque, durante o processo. Quanto maior a lamela, menor a área interfacial entre lamelas. Esta descontinuidade da morfologia pode ser considerada um defeito, a exemplo da porosidade e seu efeito na resistência mecânica dos materiais cerâmicos. Pelo tipo de esforço aplicado nos ensaios de desgaste, é de se esperar que a região interlamelar, transversal ao revestimento, efetivamente tenha contribuído para uma menor resistência ao desgaste do revestimento.

Segundo Scott (1984), o espalhamento de uma partícula durante seu choque contra o substrato, após sua trajetória na chama depende dos seguintes fatores:



- i) Rugosidade do substrato;
- ii) Temperatura do substrato e da partícula;
- iii) Energia cinética da partícula;
- iv) Ângulo de contato entre a partícula líquida e o substrato.

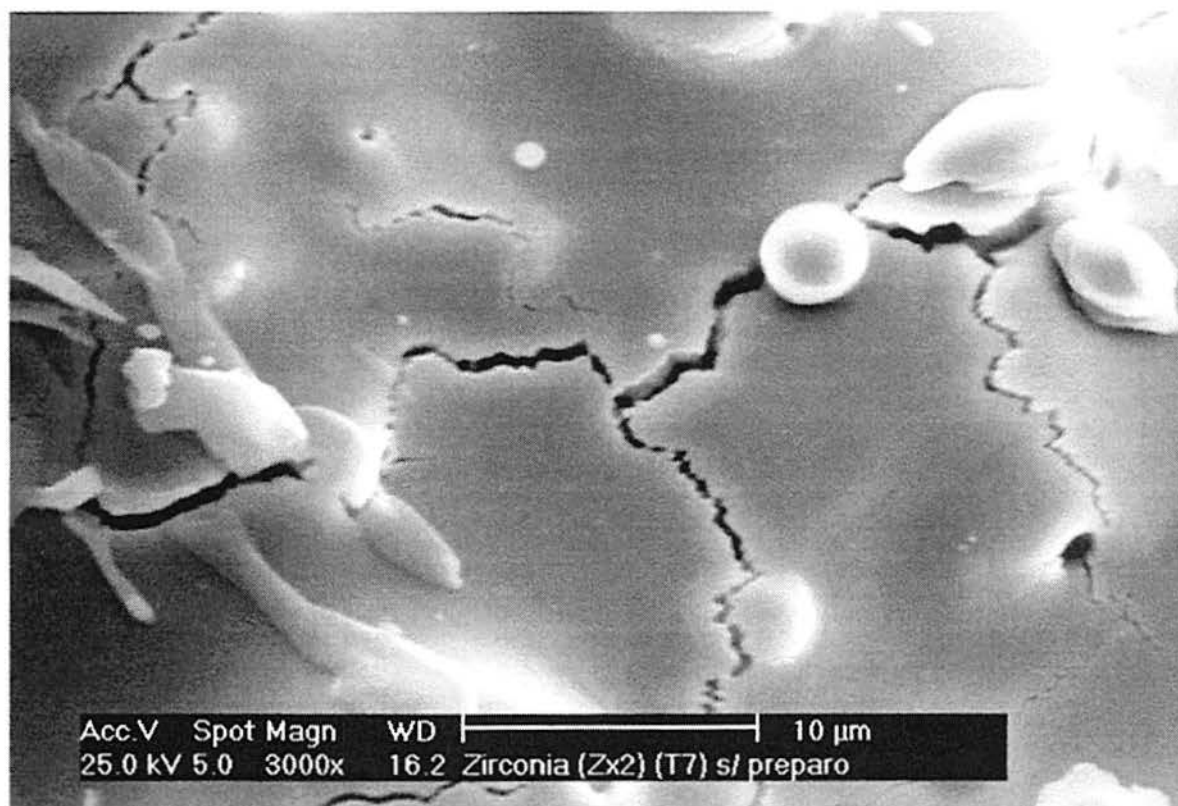


Figura 5.5 - Micrografia de topo do sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  aspergido termicamente por plasma spray.

A partícula durante a aspersão térmica sofre aquecimento conforme sua trajetória na chama. Se a trajetória coincidir com a parte central da chama, a partícula tenderá a um maior aquecimento e aceleração. Isso acarreta um choque mais energético, conseqüentemente, maior coesão do revestimento.

As partículas com uma trajetória mais periférica à chama tendem a produzir um choque menos energético, portanto menos efetivo para o espalhamento da partícula na formação da lamela.



Em relação à rugosidade da superfície, embora tenha sido utilizado o mesmo método de preparação do substrato para os sistemas avaliados, houve diferença entre os valores de rugosidade medidos. A Figura 5.6 apresenta a relação obtida entre o desgaste e a rugosidade da superfície aspergida. Esses valores foram obtidos com os materiais como aspergidos, sem qualquer procedimento posterior de acabamento.

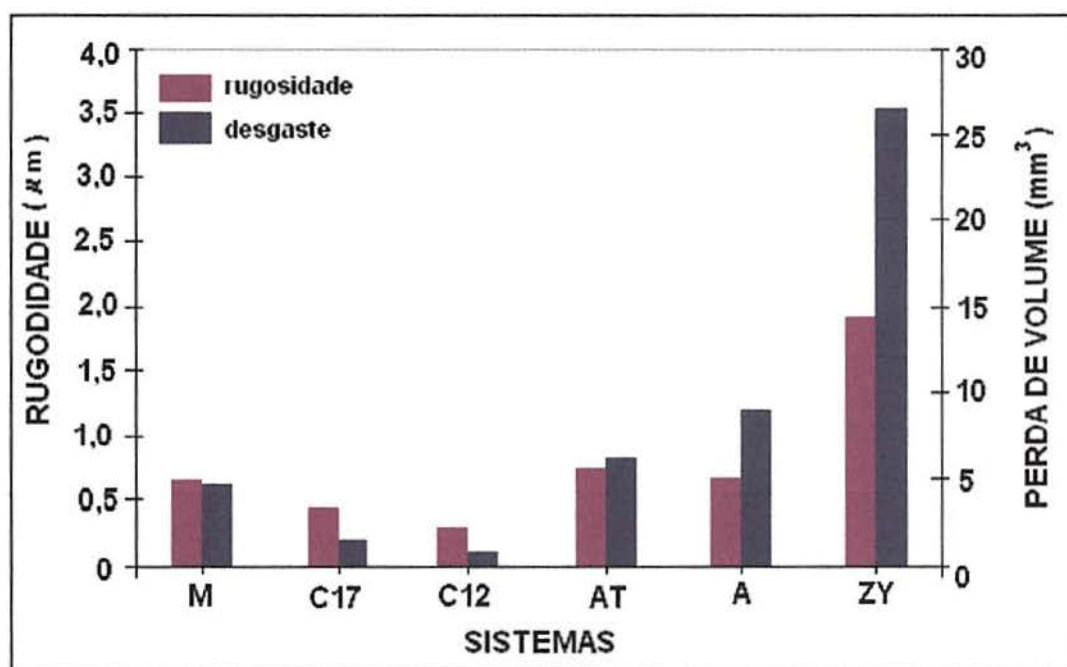


Figura 5.6 - Resistência ao desgaste dos sistemas investigados em comparação com a rugosidade da superfície antes de sofrer o procedimento de desgaste abrasivo. A=  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT=  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY=  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W).

Pela Figura 5.6, pode-se observar que à medida que diminui a rugosidade da superfície, aumenta a resistência ao desgaste dos materiais para os sistemas cerâmicos em matriz metálica e metálico (os valores do desgaste decrescem). A rugosidade do substrato aumenta a adesão dos materiais a serem depositados em um substrato, mas não interferem na coesão partícula-partícula. Essa não interferência na coesão partícula-partícula pode ser a explicação para o comportamento apresentado pelos sistemas cerâmicos, em especial para o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , onde maior rugosidade veio acompanhada de menor perda por desgaste abrasivo. O que está caracterizado pelos valores da Figura 5.6.

No intuito de obter-se uma variação do tamanho do *splat* durante o choque das partículas contra a superfície de aspersão, variou-se a distância de aspersão (distância entre a pistola e o substrato). Como sugerido por Hawthorne et al (1997), a resistência ao desgaste aumenta com o aumento do tamanho do *splat*.

A distância de aspersão influi no espalhamento da partícula aspergidas pelos seguintes fatores:

- i) Sobre-aquecimento do substrato;
- ii) Temperatura da partícula aspergida;
- iii) Velocidade de impacto da partícula;
- iv) Taxa de resfriamento da partícula.

A redução da distância de aspersão, proporciona um menor percurso da partícula aspergida, o que pode provocar alterações nas camadas já depositadas, diminuindo a resistência final ao desgaste desse revestimento.

O aumento da distância de aspersão acarreta um maior percurso da partícula aspergida, conseqüentemente, ao encontrar o substrato já perdeu calor, suficiente para não formar um revestimento homogêneo (fraco espalhamento). As partículas que não atinjam um estado de alta plasticidade geralmente não aderem ao substrato e se aderirem, contribuem para o aumento da porosidade.

A Figura 5.7 apresenta a variação do desgaste abrasivo em função da variação da distância. Para tanto, foram empregadas distâncias maiores e menores em relação à distância padrão indicada pelos fabricantes dos pós utilizados nos experimentos.

Os três sistemas cerâmicos utilizados apresentam variação significativa do desgaste em função da distância de aspersão pistola-substrato.

Para o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , o desgaste foi 62% menor com a redução da distância de aspersão do que com a distância padrão. Com o aumento da distância de aspersão, a redução do desgaste foi de aproximadamente 33%.

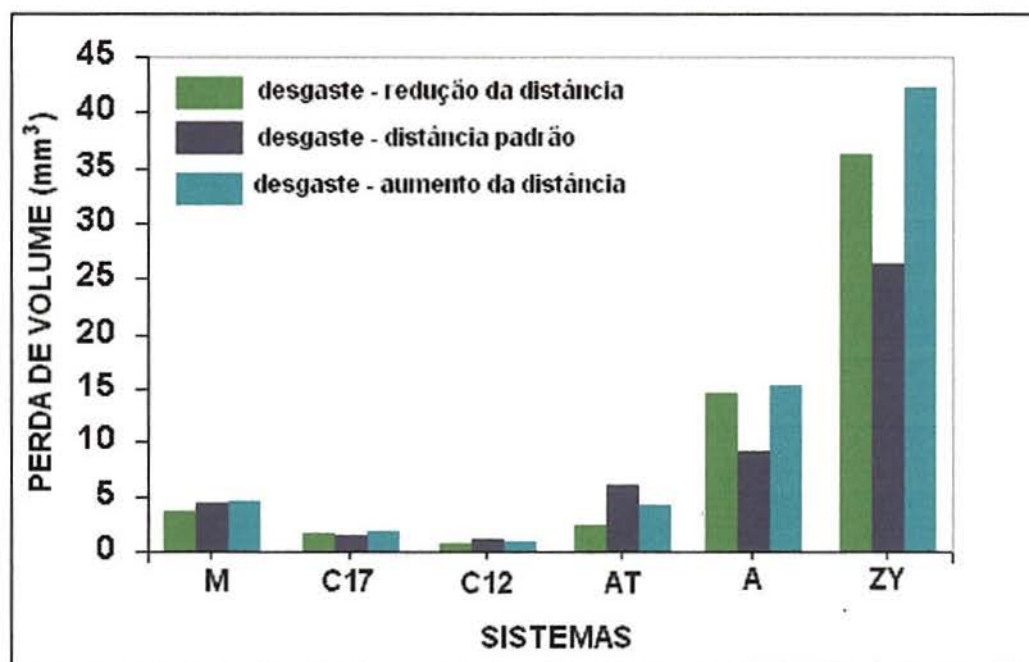


Figura 5.7 - Variação do desgaste em função da distância de aspersão. A=  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT=  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY=  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W).

Na Figura 5.8, pode-se observar as micrografias correspondentes do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  com a redução da distância de aspersão (A), com a distância padrão (B) e com aumento da distância (C).

Pela observação da Figura 5.8, percebe-se que a redução da distância de aspersão (A) produziu no revestimento de  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  alterações significativas em relação ao tamanho e forma das lamelas e na porosidade de uma forma geral, quando comparada com a distância padrão de aspersão (B). Nesta, é preponderante a presença de pequenas lamelas, a indicar um espalhamento pouco efetivo das partículas contra o substrato que encontram.

Pode-se supor que a resistência ao desgaste obtida com a redução da distância de aspersão (40 mm) está associada a um espalhamento mais intenso das partículas sobre o substrato. A manutenção de uma elevada plasticidade devido a maiores temperaturas durante o espalhamento, pela redução da distância de aspersão, produziu uma microestrutura mais espessa e lamelas mais íntegras.



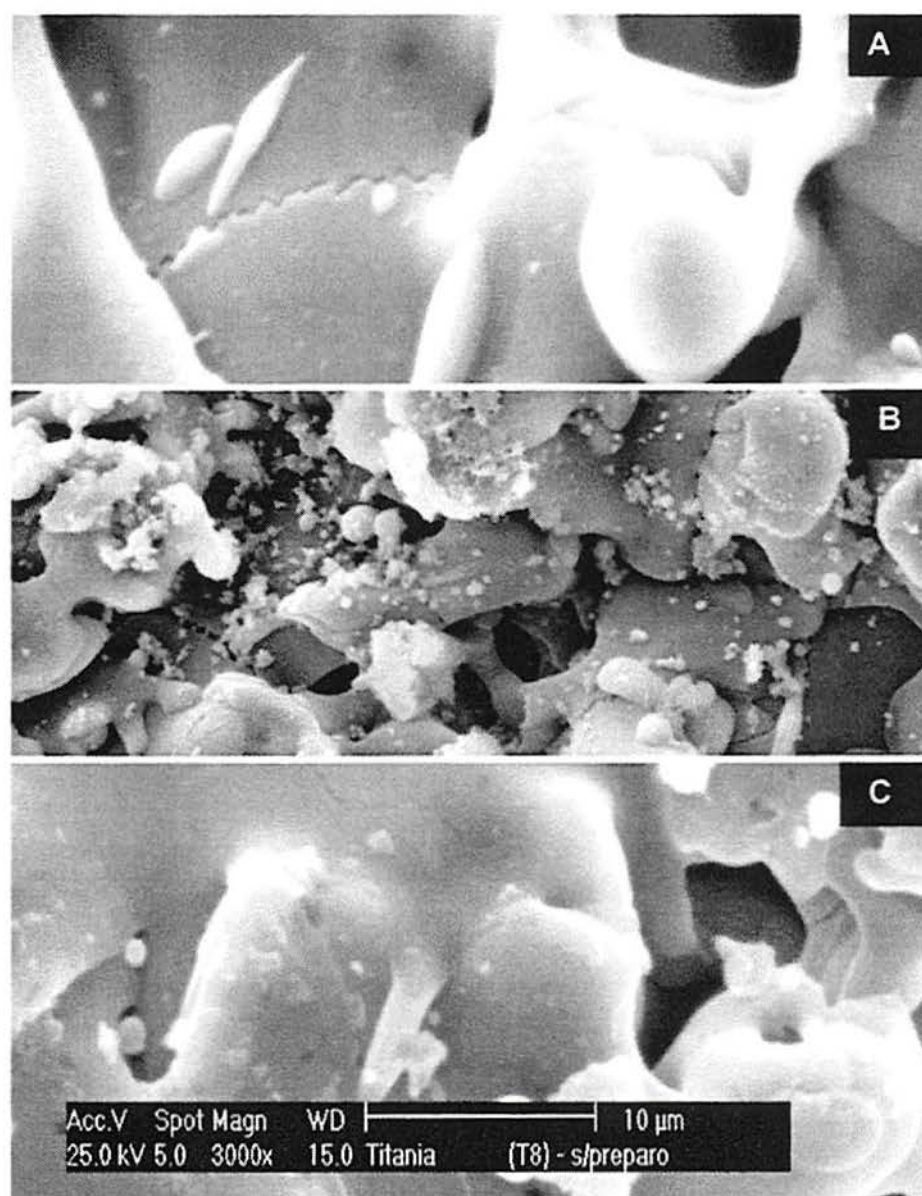


Figura 5.8 - Micrografias do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  aspergido termicamente por plasma spray. Onde: A= redução da distância de aspersão (40 mm); B= distância padrão (80 mm); C= aumento da distância de aspersão (120 mm).

O comportamento do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  poderia ser justificado pelo choque mais energético da partícula, com aumento da distância de aspersão, resultando em um maior espalhamento das lamelas e como resultado, melhor resistência ao desgaste abrasivo.

Com o aumento da distância de aspersão, a micrografia (C) obtida apresenta porosidade intra e interlamelar (valores na ordem de 6%). As trincas estão dispostas sobre as lamelas, estando constituídas de maneira desordenada em tamanho e extensão significativa. Aparecem discretas partículas em parcial

estado de plasticidade aderidas ao revestimento. O espalhamento das lamelas é significativo, com tamanho superior a 10  $\mu\text{m}$ .

Para a  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , a redução e o aumento na distância de aspersão proporcionou um decréscimo médio de 65% na resistência ao desgaste, ao contrário do obtido portanto com o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ . Na Figura 5.9, encontram-se as micrografias da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  com aumento da distância de aspersão (A), com distância padrão (B) e com redução da distância (C).

Na Figura 5.9 (A), vêm-se grandes lamelas (maiores de 10 $\mu\text{m}$ ), acompanhadas por trincas. A porosidade apresenta-se como macro e mesoporos entre as lamelas. É importante considerar que a chama à 40 mm está muito próxima do substrato, e é capaz de fornecer calor extra para a fusão das partículas que já se chocaram com o substrato.

Na micrografia (B), as lamelas são grandes, acompanhadas de trincas e partículas não fundidas, característica do procedimento de aspersão térmica para materiais cerâmicos. O aparecimento de poros dá-se de maneira intralamelar com meso e macroporos.

Apesar da microestrutura obtida pela  $\text{Al}_2\text{O}_3$  com distância padrão de aspersão de 80 mm (desgaste=9,01  $\text{mm}^3$ ) apresentar-se constituída de lamelas de grande tamanho e, a redução da distância padrão (40 mm), tenha proporcionado à partícula calor suficiente para que atingisse um estado de alta plasticidade, as trincas originárias de tensões provocadas pela alta temperatura, tenham talvez sido mais determinantes no aumento do valor obtido para o desgaste abrasivo (14,61  $\text{mm}^3$ ).

Como salientam Furukubo, Oki e Gohda (1992), para revestimentos à base de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , com a redução da distância de aspersão, os *splats*, originados da colisão da partículas em estado de alta plasticidade com o substrato, tendem a formarem-se de maneira mais irregular.

Para Dykhuizen (1994), a temperatura do substrato influencia a geometria do *splat*, o super-aquecimento da partícula reduz sua dimensão (pela sua fragmentação), o que poderia justificar o comportamento da  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .



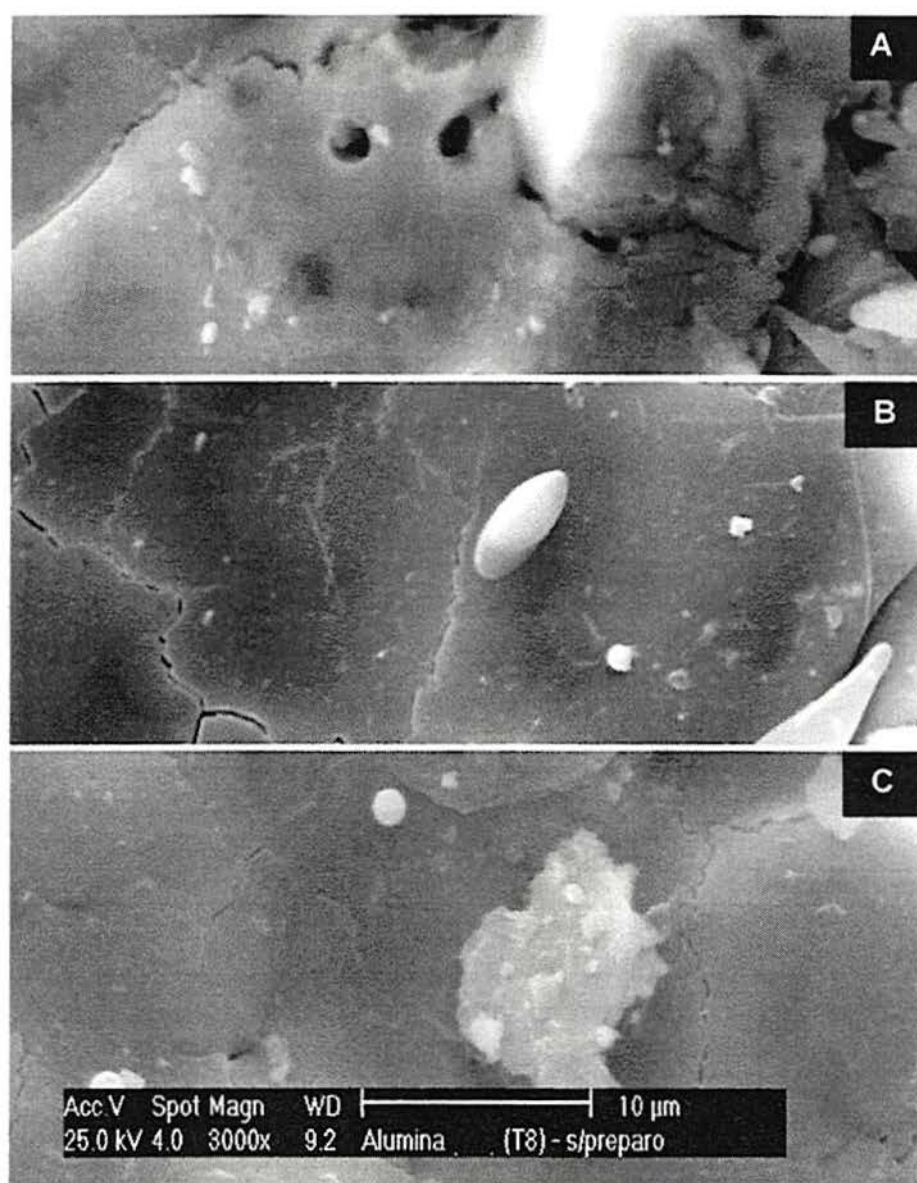


Figura 5.9 - Micrografia da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  aspergida termicamente por plasma *spray*. Onde: A= redução da distância de aspersão (40 mm); B= distância padrão (80 mm); C= aumento da distância de aspersão (120 mm).

Com o aumento da distância de aspersão (120 mm) (C), a porosidade presente fica tipicamente distribuída em macroporos. As lamelas apresentam-se com partículas aderidas ao longo do revestimento, possivelmente por não terem atingido um estado de alta plasticidade.

Para o sistema  $\text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$ , a redução na distância de aspersão (de 110 mm para 55 mm) proporcionou um decréscimo de 35% na resistência ao desgaste. A Figura 5.10 apresenta as morfologias do sistema  $\text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$  com



redução da distância de aspersão (A), distância padrão (B) e aumento da distância de aspersão (C).

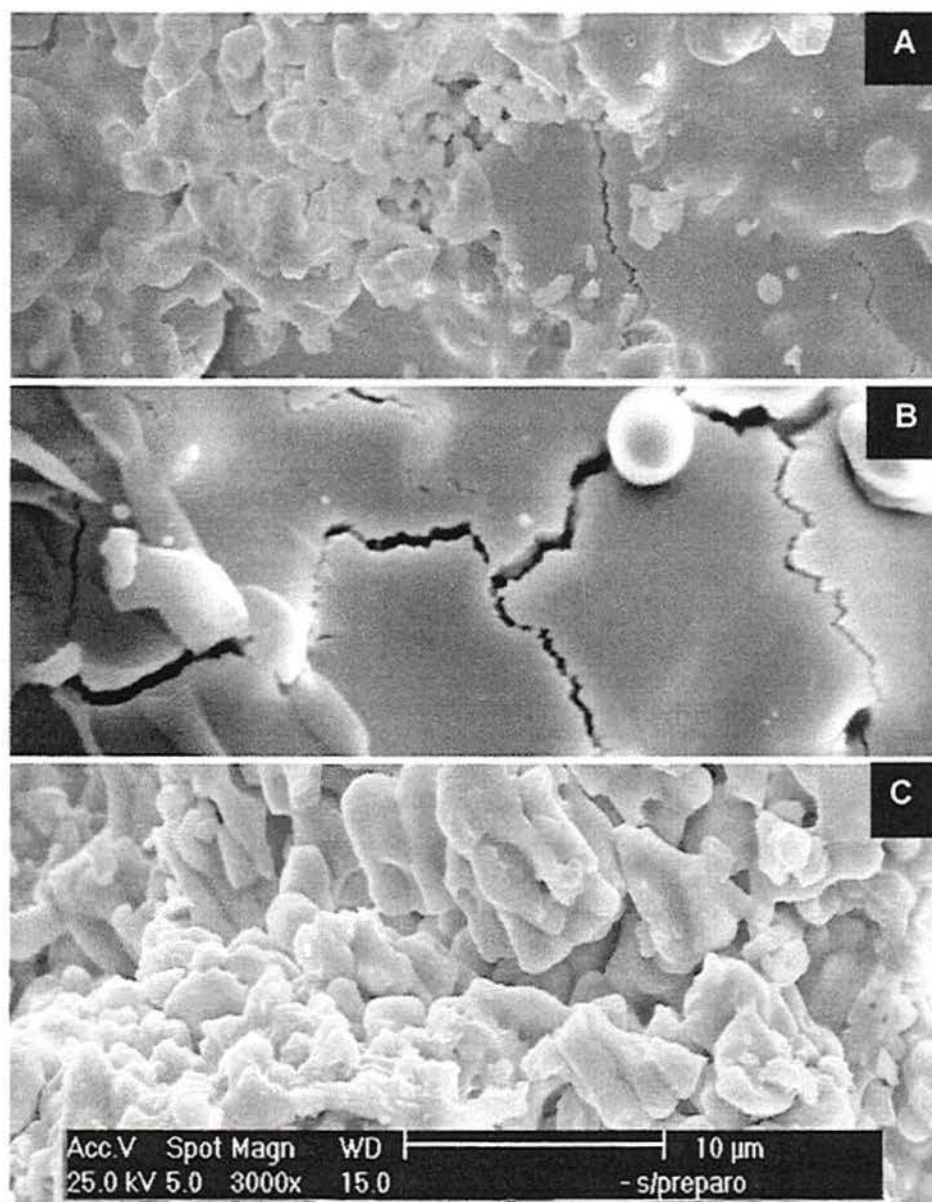


Figura 5.10 - Micrografias de topo do sistema  $\text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$ , aspergido termicamente por plasma *spray*, em relação a distância de aspersão. Onde: A= redução da distância de aspersão (55 mm); B= distância padrão (110 mm); C= aumento da distância de aspersão (165 mm).

Com a redução da distância de aspersão, pode-se notar pela micrografia (A) pequenas lamelas (em maioria) sobrepondo lamelas maiores. O aparecimento de trincas é significativo na forma intralamelar. A porosidade aparece na forma de micro e mesoporos.

Com distância padrão de aspersão (110 mm), as lamelas apresentam-se em tamanho superior a 10  $\mu\text{m}$ , também acompanhadas por trincas intralamelares. Pode-se dizer que há partículas não fundidas, representadas em tamanho e forma diferenciados (forma arredondada e pequeno tamanho). Há porosidade no revestimento, mas sendo não tão evidente como as trincas.

Quando a distância de aspersão praticada foi de 165 mm (micrografia C), as lamelas aparecem em pequeno tamanho, com porosidade interlamelar.

É interessante observar que aparentemente o espalhamento das lamelas foi menor com o aumento da distância de aspersão, acompanhado por decréscimo na resistência ao desgaste de 60%, quando comparado com a distância de aspersão tomada como padrão.

Outro fator importante a ressaltar, é o valor medido experimentalmente das porosidades com aumento da distância e com a distância padrão, que foi na ordem de 8%. Com o mesmo valor de porosidade, os valores obtidos para o desgaste foram de 42,6  $\text{mm}^3$  e 26,4  $\text{mm}^3$ , para as distâncias de 165 mm e 110 mm, respectivamente.

Com o intuito de avaliar a influência das tensões térmicas e porosidade na resistência ao desgaste, foram considerados quatro níveis de pré-aquecimento: sem pré-aquecimento, 15s, 30s e 45s, sendo realizados através da própria pistola de aspersão, antes da abertura do fluxo de pó.

A Figura 5.11 apresenta desgaste sofrido pelos revestimentos em função da variação do tempo de pré-aquecimento (0 s, 15 s, 30 s e 45 s) para os sistemas estudados.

Pela Figura 5.11, pode-se verificar um comportamento diferenciado frente ao desgaste abrasivo dos sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , WC-Co(12%) e da liga metálica, quando utiliza-se diferentes níveis de pré-aquecimento. Obtiveram seu melhor valor para sem pré-aquecimento do substrato.

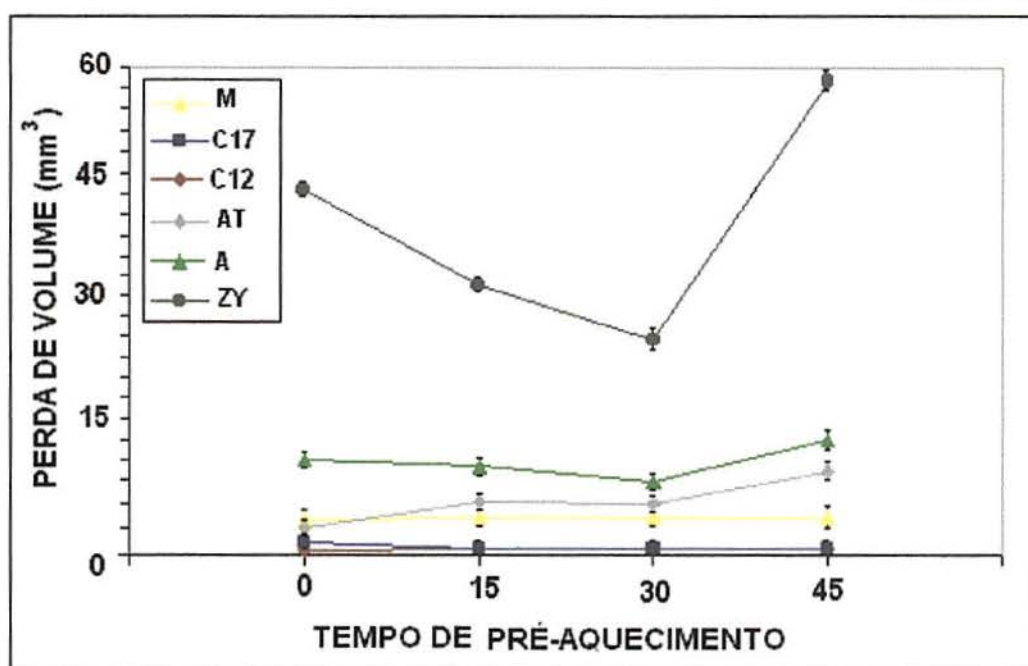


Figura 5.11 - Variação do desgaste medido para os revestimento em relação à variável pré-aquecimento do substrato. A= $\text{Al}_2\text{O}_3$ , AT= $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY= $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12=WC-Co(12%); C17=WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W).

Para os sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  e WC-Co(17%), a variável temperatura do substrato apresentou um efeito significativo em ganho na resistência ao desgaste. Os sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  e WC-Co(17%) apresentaram seu melhor valor com o pré-aquecimento de 30 s (aquecimento usado para as condições padrões de aspersão).

Os valores obtidos foram: para a  $\text{Al}_2\text{O}_3$  de  $9,02 \text{ mm}^3$ , para a  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  de  $26,4 \text{ mm}^3$  e para o sistema WC-Co(17%) de  $1,33 \text{ mm}^3$ , em comparação com  $11,33 \text{ mm}^3$ ,  $44,61 \text{ mm}^3$  e  $1,68 \text{ mm}^3$ , respectivamente, sem aquecimento do substrato.

A Figura 5.12 apresenta a variação dos valores da resistência ao desgaste do  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , para os diferentes tempos de pré-aquecimento em relação à porosidade.

O desgaste sofrido pelo revestimento de  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  com pré-aquecimento foi significativamente superior ao desgaste sofrido pelo mesmo revestimento, porém obtido sem pré-aquecimento do substrato. Para 30 s de pré-aquecimento, o aumento relativo do desgaste foi maior de 85%, até um aumento maior de



200%, para 45 s de pré-aquecimento. Certamente, aqui o aumento da porosidade, que passou de 1,8% a 4,0% com o pré-aquecimento, desempenhou um importante papel.

Com base na Figura 5.12, pode-se dizer que a tendência do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  é obedecer a regra de que um aumento da porosidade traz como consequência um aumento do desgaste do revestimento, quando se considera diversos níveis de pré-aquecimento.

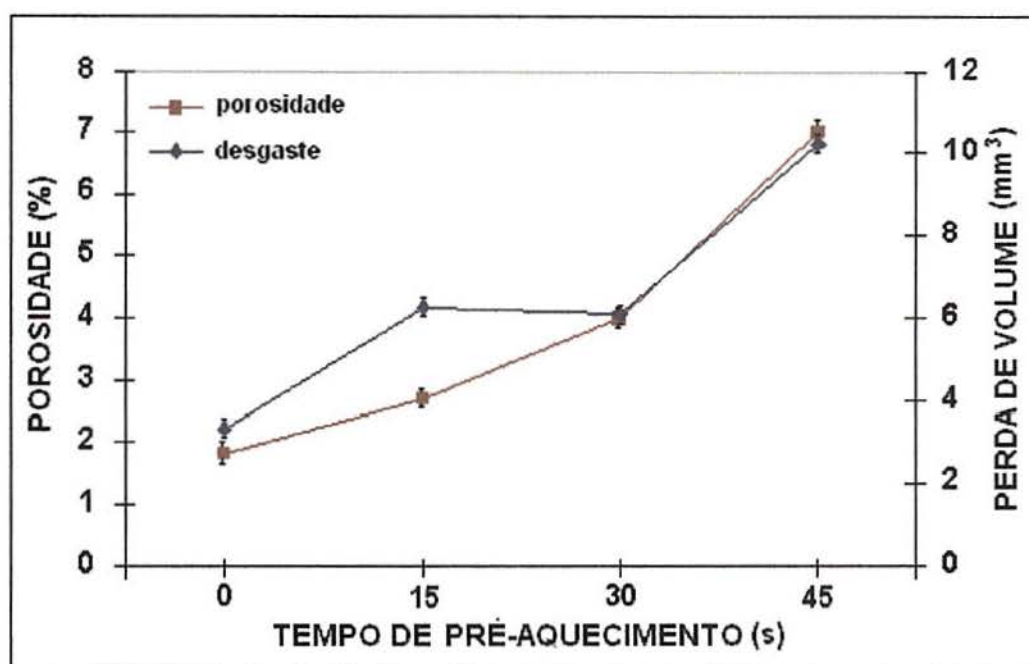


Figura 5.12 - Desgaste em relação à porosidade do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , para variações nos níveis de pré-aquecimento (0 s, 15 s, 30 s e 45 s).

Com o objetivo de melhor analisar o efeito do pré-aquecimento do substrato em relação ao desgaste abrasivo, a Figura 5.13 apresenta a variação do percentual de desgaste obtido, para os sistemas analisados, sem pré-aquecimento do substrato, em função dos tempos de 15 s, 30 s e 45 s de pré-aquecimento.

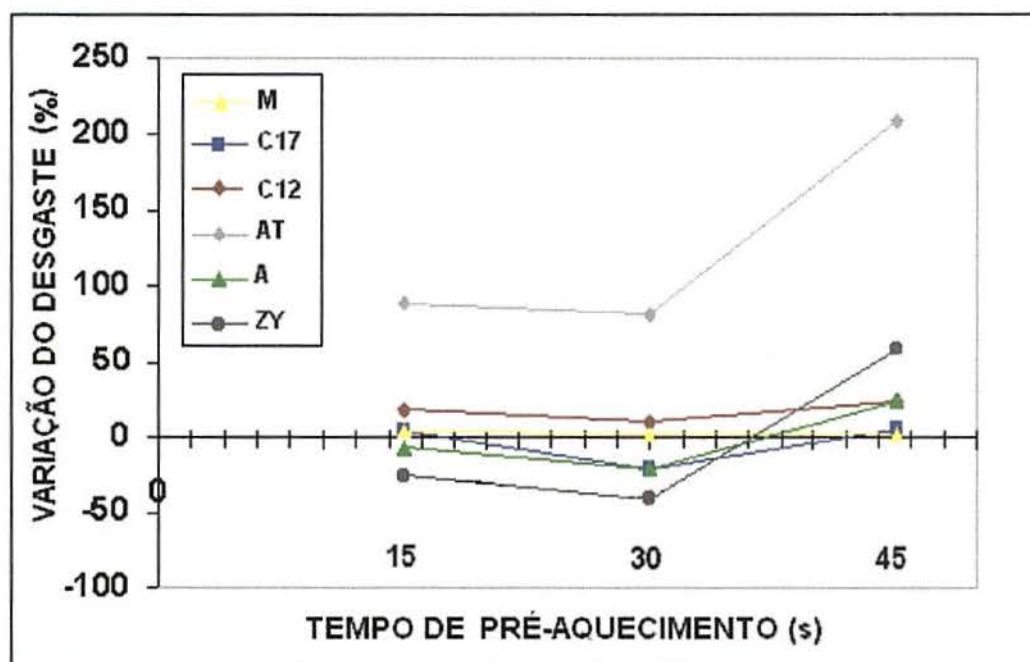


Figura 5.13 - Variação do percentual de desgaste obtido com os diversos níveis de pré-aquecimento, em relação ao desgaste sofrido pelo revestimento sem pré-aquecimento.

O pré-aquecimento para o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  teve influência na resistência ao desgaste deste revestimento, sendo expressiva com o tempo de 45 s. A Figura 5.14 apresenta as micrografias do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ , sem pré-aquecimento do substrato (A), e com pré-aquecimento de 30 s(B) e 45 s(C).

Se observada a morfologia resultante sem pré-aquecimento do substrato (micrografia A), vêem-se lamelas de tamanho expressivo (maiores que  $10\mu\text{m}$ ). A porosidade está presente como mesoporos. Há presença de trincas, talvez responsáveis pela ainda baixa resistência ao desgaste deste sistema.

Comportamento contrário foi observado com pré-aquecimento de 45 s (micrografia C) no substrato: o valor do desgaste sofrido para o sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  foi de  $10,21\text{ mm}^3$ , ou seja, 3 vezes superior ao valor obtido quando não houve pré-aquecimento ( $3,3\text{ mm}^3$ ).

Na micrografia (C) da Figura 5.14, observam-se lamelas de tamanho superior a 10 (m, acompanhadas de trincas em tamanho e quantidade expressiva. A porosidade está constituída de microporos interlamelares. Há presença de partículas aparentemente fundidas após o choque contra o substrato.

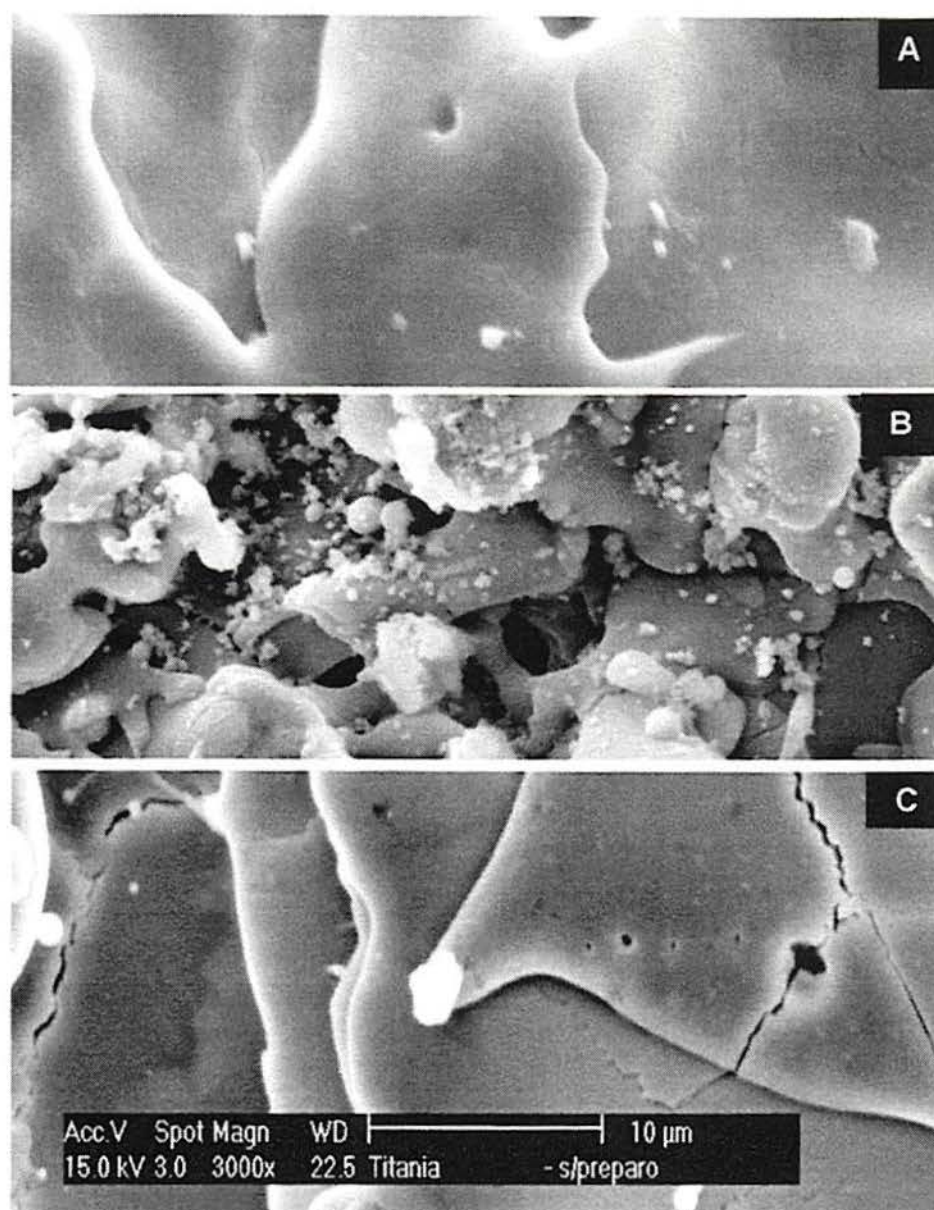


Figura 5.14 - Micrografias do sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  (AT) aspergido termicamente por plasma *spray* com variação do pré-aquecimento do substrato. Onde: A= sem pré-aquecimento; B= pré-aquecimento de 30 s; C= pré-aquecimento de 45 s.

O sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  obteve um ganho na resistência ao desgaste de 35% com pré-aquecimento do substrato de 15 s, quando comparado com o valor para sem aquecimento. Isto pode ser justificado pelo alívio das tensões térmicas, com o aumento da temperatura do substrato, proporcionando melhor espalhamento das lamelas.

A Figura 5.15 apresenta as micrografias do sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  sem pré-aquecimento do substrato e com os tempos de pré-aquecimentos de 15 s e 45 s.



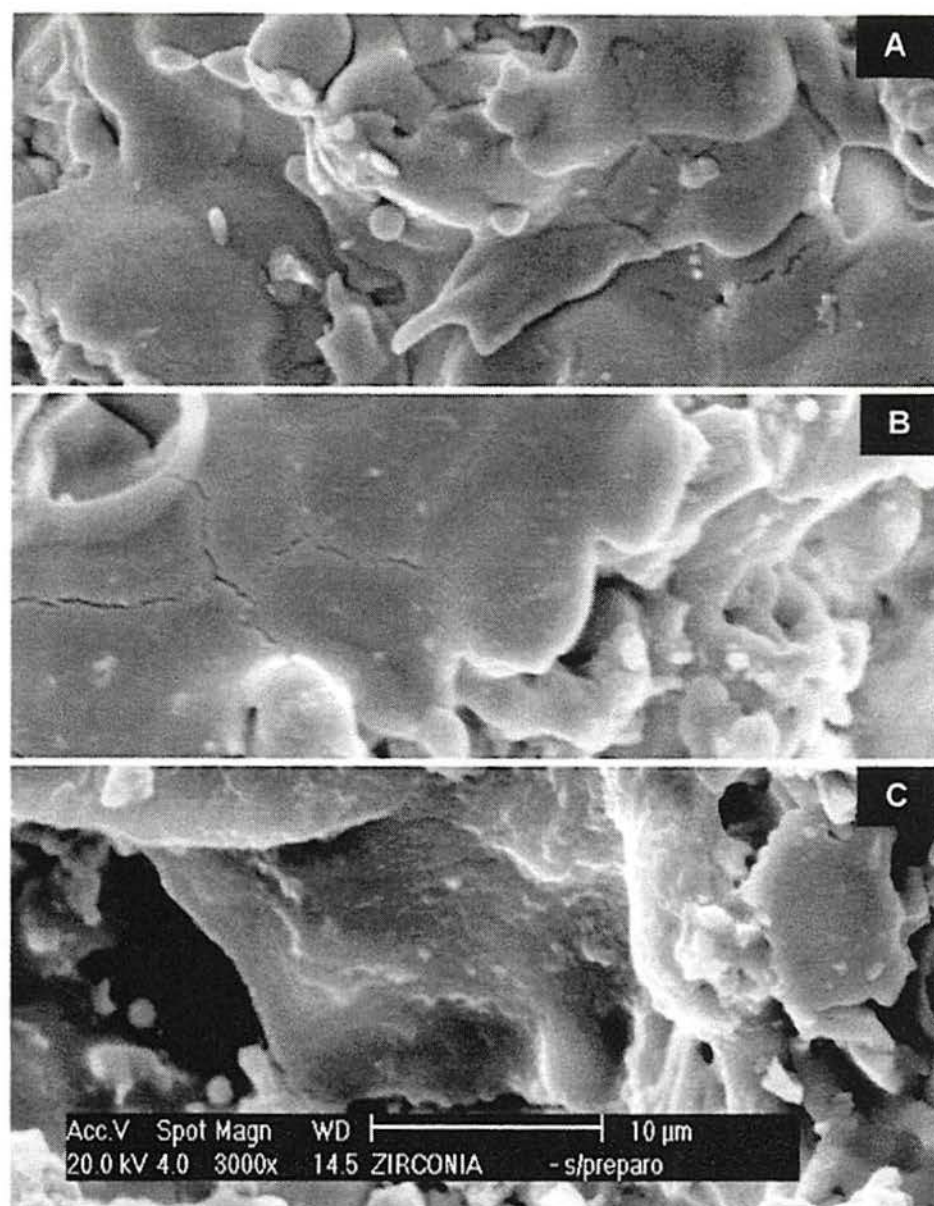


Figura 5.15 - Micrografias do sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  aspergido termicamente por plasma spray com variação do pré-aquecimento do substrato. Onde: A= sem pré-aquecimento; B= pré-aquecimento de 15 s; C= pré-aquecimento de 45 s.

Com 15 s de pré-aquecimento (B), observam-se lamelas com tamanho superior a 10  $\mu\text{m}$ . A presença expressiva de trincas também constituem o revestimento, talvez a causa mais direta do valor ainda alto para o desgaste abrasivo (33  $\text{mm}^3$ ).

Já com 45 s de pré-aquecimento, o sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  apresentou um aumento no desgaste de 30%, quando comparado com seu valor para sem pré-aquecimento.

Pela micrografia correspondente (C), pode-se observar a presença de meso e macroporos de maneira interlamelas. As lamelas se apresentam constituídas como uma espécie de estrias. Apresentam partículas aderidas provavelmente em estado de semi-plasticidade. As lamelas aparecem em forma e tamanhos irregulares.

Na Figura 5.16, pode-se observar as micrografias obtidas pela liga metálica Ni-Cr-W, sem pré-aquecimento do substrato e com pré-aquecimento de 30 s (padrão).

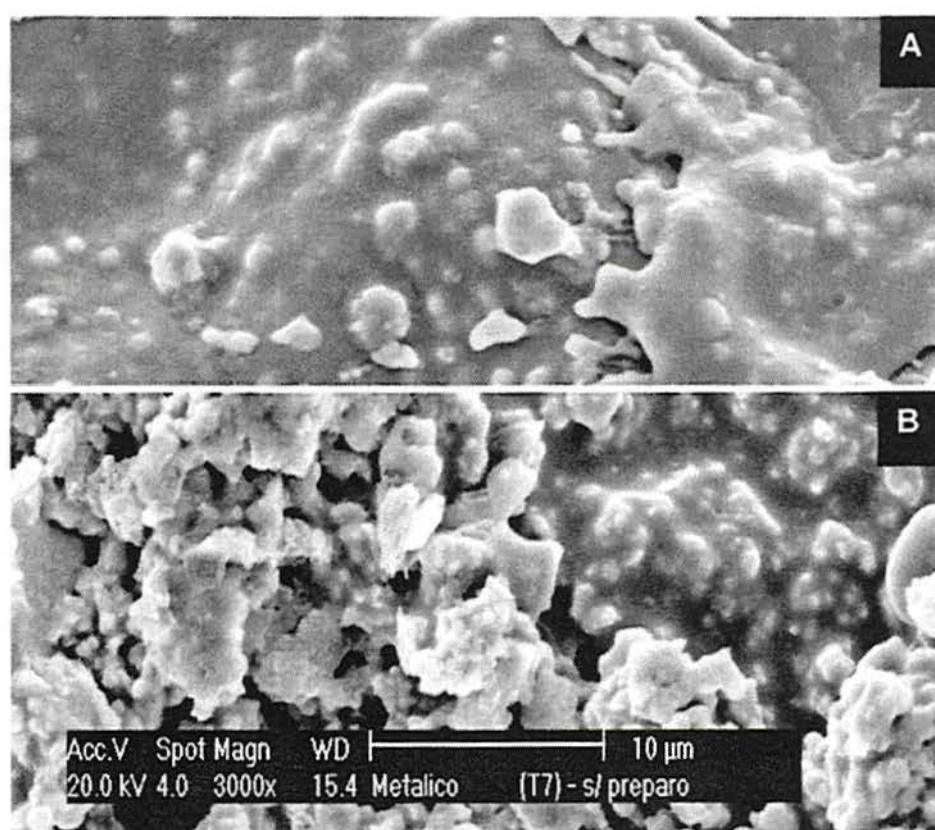


Figura 5.16 - Micrografias de topo da liga metálica à base de Ni-Cr-W aspergida por HVOF com variação do pré-aquecimento do substrato. Onde A= sem pré-aquecimento; B= pré-aquecimento de 30 s.

Pela micrografia (A), pode-se observar a plasticidade da fase metálica mais acentuada, quando se compara com a micrografia (B), onde observa-se a presença de porosidade interlamelar. Ao se comparar os respectivos valores de desgaste obtidos para sem pré-aquecimento (desgaste=  $4,35 \text{ mm}^3$ ) e com pré-



aquecimento de 30 s (desgaste=4,46 mm<sup>3</sup>), pode-se talvez atribuí-los a esta maior plasticidade das partículas aspergidas (micrografia B).

Nos sistemas WC-Co(12%) e metálico, a ausência do pré-aquecimento do substrato também favoreceu a resistência ao desgaste. Em relação à liga metálica, isso poderia ser explicado pelo fato do substrato apresentar a mesma natureza do revestimento a ser aspergido. Com isso, as tensões térmicas proporcionadas pela diferença de temperatura da partícula metálica aspergida-quente em contato com o substrato metálico e menos aquecido tenham sido mais facilmente absorvidas pelas partículas no seu espalhamento e resfriamento.

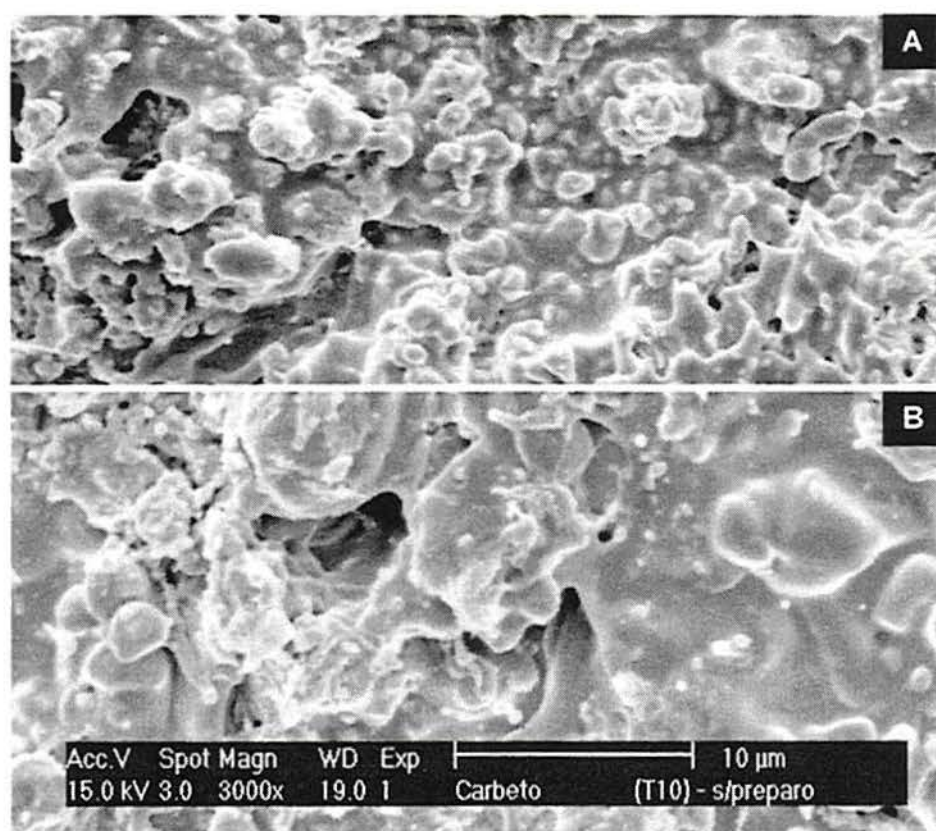


Figura 5.17 - Micrografias dos sistemas WC-Co(12%) e WC-Co(17%), aspergidos sem pré-aquecimento do substrato por HVOF.

A partir das imagens das morfologias na Figura 5.17, pode-se observar o comportamento referente a sem pré-aquecimento do substrato, WC-Co(12%)(A) e WC-Co(17%) (B), onde a única variação é o percentual das fases presentes.



Comportamento contrário do WC-Co(17%) pode ser observado na Figura 5.18, com pré-aquecimento de 30 s. Neste caso, obteve uma diminuição do desgaste de aproximadamente 23% com porosidade residual de 1,5%.

Com relação ao WC-Co(12%), pode-se dizer que, à medida que o tempo de pré-aquecimento do substrato aumenta, há tendência de aumentar a perda de massa por desgaste abrasivo, mas de maneira muito discreta. Como foi salientado anteriormente, para este sistema, o pré-aquecimento do substrato não representa a melhor condição para a resistência ao desgaste.

Com WC-Co(17%), o fator pré-aquecimento do substrato teve efeito significativo. Foram obtidos valores de desgaste de  $1,33 \text{ mm}^3$  para pré-aquecimento de 30 s e de  $1,63 \text{ mm}^3$ , para sem pré-aquecimento. Este resultado confirma observado anteriormente: aparente maior porosidade presente na microestrutura da Figura 5.4 (B) está associada a uma maior resistência ao desgaste verificada para o revestimento com matriz metálica.

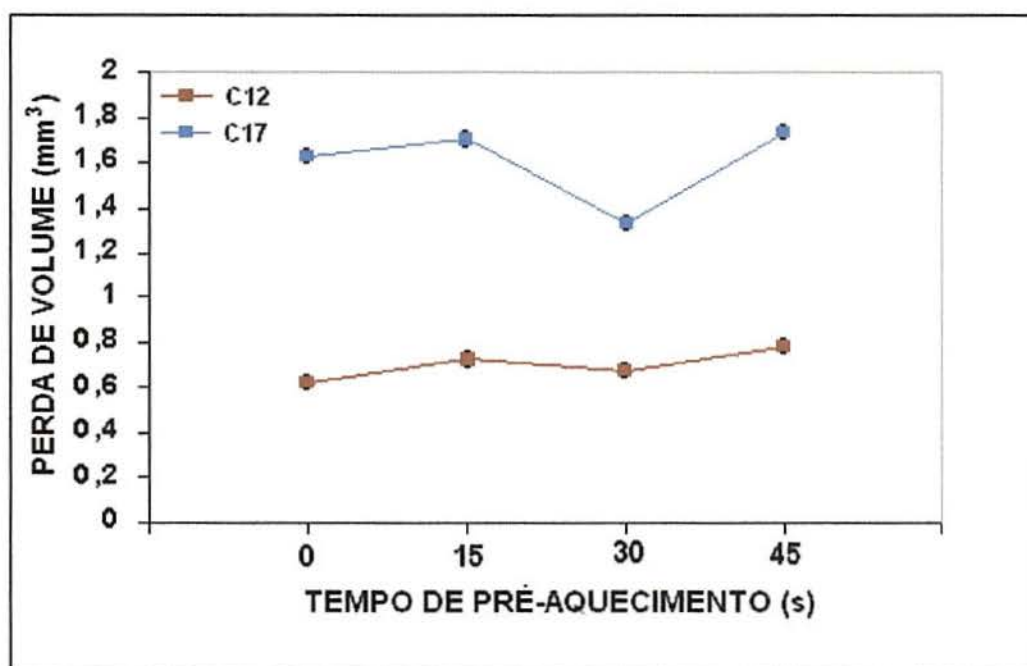


Figura 5.18 - Desgaste abrasivo do sistema WC-Co, com variação do percentual da matriz metálica.

Os efeitos de tensões de natureza térmica sobre a resistência ao choque térmico de revestimentos aspergidos termicamente também foram investigados em relação à redução da espessura da camada.

É bem conhecido que, com o aumento da espessura de camada, as tensões de natureza térmica aumentam consideravelmente. Os esforços atuantes no revestimento agem no sentido do desprendimento deste substrato. A intensidade das tensões que surgem com o aumento da espessura pode ser estimada pela Equação 5.2 (Shackelford, 1992).

$$\sigma = \frac{E}{1-\nu} (T_o - T) (\alpha_o - \alpha_s) \left[ 1 - 3\left(\frac{a}{b}\right) + 6\left(\frac{a}{b}\right)^2 \right] \quad \text{Equação (5.2)}$$

onde:

E= módulo de elasticidade do revestimento;

$\nu$ = coeficiente de Poisson do revestimento;

T= temperatura ambiente;

T<sub>o</sub>= temperatura na qual o revestimento é aplicado;

$\alpha_o, \alpha_s$  = coeficientes de expansão térmica do revestimento e do substrato;

a= espessura do revestimento e

b= espessura do substrato.

A confrontação das propriedades físico-mecânica de influência no surgimento de tensões térmicas poderia ordenar os diversos revestimentos de natureza cerâmica investigados quanto à propensão ao surgimento destas tensões de acordo com a seguinte ordem (da maior à menor): ZrO<sub>2</sub>+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiO<sub>2</sub>, concordando com os respectivos valores obtidos para o desgaste deste materiais: quanto maior a propensão ao surgimento de tensões de natureza térmica, maiores valores para o desgaste foram obtidos nos ensaios realizados.

Para os metais, as tensões de natureza térmica tendem a influenciar positivamente a resistência ao desgaste, onde estruturas tensionadas apresentam maior resistência ao desgaste, sendo esta associada à maior dureza. O surgimento, por exemplo, da martensita a partir do resfriamento brusco da

austenita na têmpera do aço, promove neste uma maior dureza e resistência ao desgaste abrasivo.

A partir da aplicação da Equação 5.2 para os sistemas com matriz metálica e metálico, a ordenação obtida foi a seguinte (da maior à menor): WC-Co(12%), WC-Co(17%) e liga Ni-Cr-W. Os respectivos valores de dureza Vickers são: 1027 HV, 1150,4 HV e 816 HV respectivamente.

Outra variação possível para a intensidade de natureza térmica consiste na variação da espessura de camada. Pela Figura 5.19, é possível constatar a variação do desgaste abrasivo dos materiais estudados em função de uma espessura reduzida (0,2 mm), compara com a utilizada padronizadamente (0,5 mm).

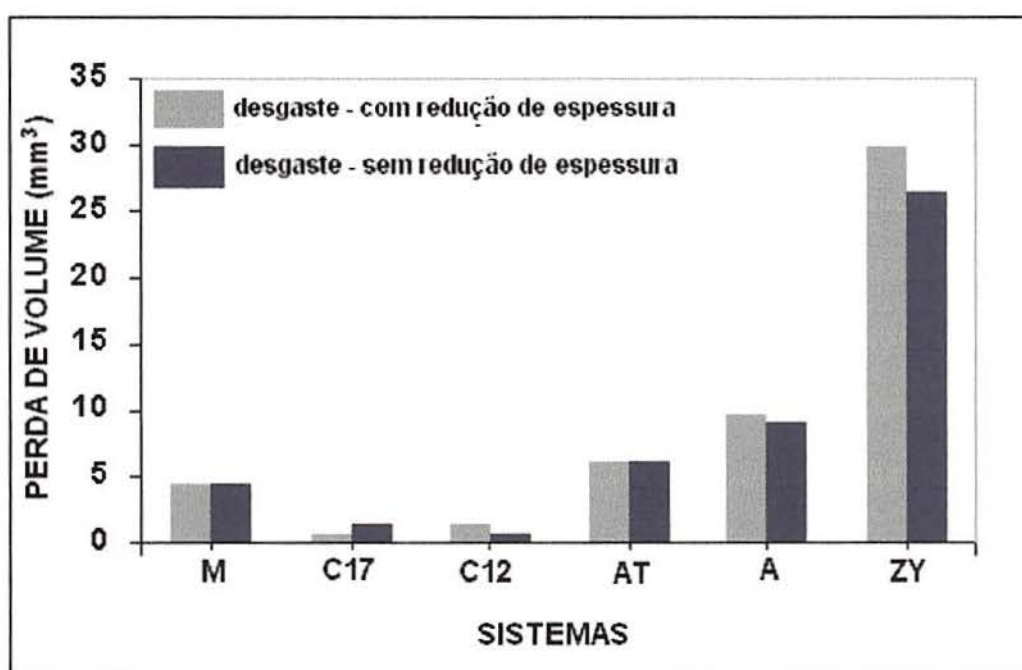


Figura 5.19 - Desgaste abrasivo sofrido pelos sistema com relação a espessura da camada depositante (0,5 mm e 0,25 mm).

Por esse gráfico, pode-se observar que os sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  apresentam um desgaste superior ao obtido com espessuras maiores, o quê não poderia ser justificado pelo acúmulo das tensões. Aqui, o fato de espessuras menores serem obtidas com menores tempos de aspersão, fazendo com que as



partículas da superfície externa do revestimento tenham para a sua formação encontrado uma superfície menos aquecida para o espalhamento.

Isso foi aparentemente mais crítico para o sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ , que apresentou aumento de 13%, no desgaste (valor de desgaste de  $26,4 \text{ mm}^3$ , com espessura de  $0,5 \text{ mm}$  e de  $29,7 \text{ mm}^3$ , com  $0,25 \text{ mm}$  de espessura). na Figura 5.20, é apresentada a morfologia típica do revestimento  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  aspergido, antes do procedimento de desgaste.

A micrografia apresenta lamelas acompanhadas de trincas cuja a densidade é maior no revestimento com espessura reduzida (A). A temperatura da superfície que a partícula encontra parece então ser crítica para o surgimento de trincas no revestimento de  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  pois assim como no efeito do pré-aquecimento, aqui houve aumento do desgaste.

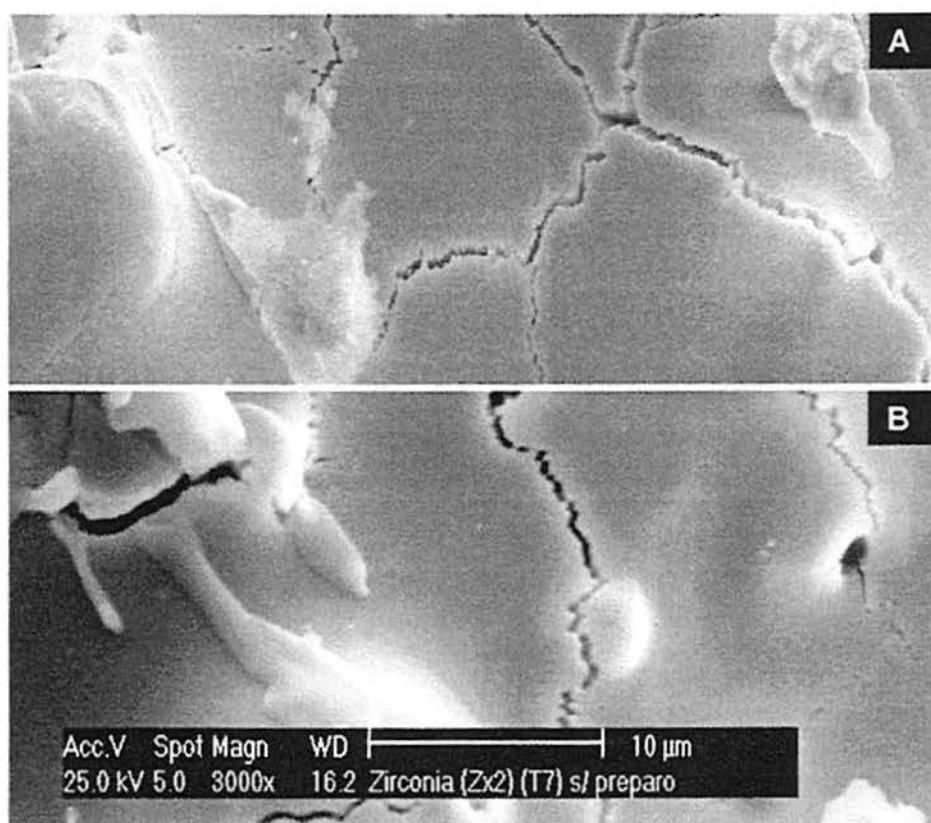


Figura 5.20 - Micrografia do sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  aspergido por plasma *spray*, com redução da espessura da camada ( $0,25 \text{ mm}$ ) (A) e com espessura padrão ( $0,5 \text{ mm}$ ) (B).

Com os sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  e a liga metálica Ni-Cr-W, não se observou alteração nos valores do desgaste. Com redução da espessura da camada (0,25 mm) a perda de volume foi de  $6,1 \text{ mm}^3$  para a  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  e de  $4,45 \text{ mm}^3$  para a liga metálica.

No sistema WC-Co(17%), o desgaste foi cerca de 54% menor (de  $1,33 \text{ mm}^3$  para  $0,62 \text{ mm}^3$  com redução da espessura da camada.). A morfologia típica desse revestimento após o procedimento de aspersão, com redução da espessura da camada, pode ser vista na Figura 5.21.

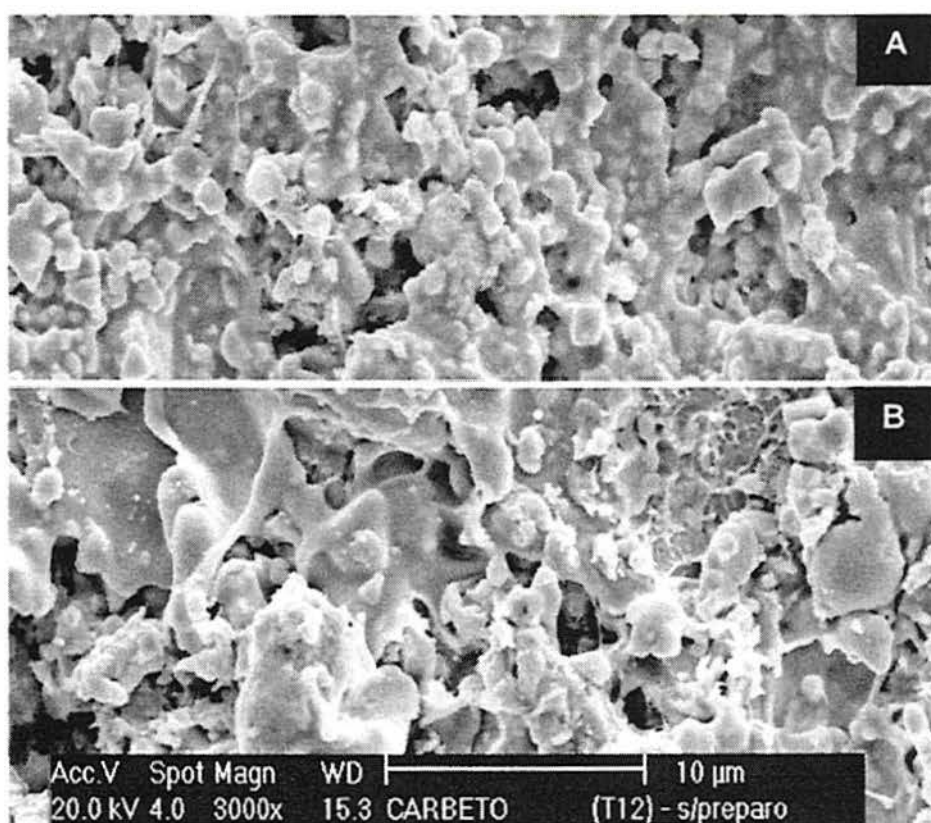


Figura 5.21 - Micrografias de topo dos sistemas WC-Co(12%) (A) e WC-Co(17%) (B) aspergidos por HVOF, com redução da espessura da camada (0,25 mm).

Para o sistema WC-Co(12%), a redução de espessura acarreta um aumento no desgaste de 2 vezes o valor, quando comparada aos revestimentos com espessura de 0,5 mm.

Na micrografia (A) da Figura 5.21, as lamelas estão como que ligadas entre si com formas irregulares. Observa-se a predominância de lamelas de pequenos



tamanhos. A porosidade encontra-se predominantemente interlamelar (macroporos).

Ao compararmos os dois revestimentos com a matriz metálica, observa-se que há maior espalhamento das lamelas, quando comparada com a micrografia (B).

### 5.3 FASES PRESENTES

O menor desgaste do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  em relação ao sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  poderia ser explicado pela formação de um óxido duplo de titanato de alumínio ( $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ ), produto de uma reação equimolar entre a  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{TiO}_2$ . Este composto possui ponto de fusão inferior a  $\text{Al}_2\text{O}_3$  o que acarreta provavelmente uma maior plasticidade da partícula no choque contra a superfície que encontra (Bergmann, 1992). Com isso, haveria um espalhamento maior da partícula no seu choque contra o substrato, na formação da espessura do revestimento. Maior espalhamento teria um efeito positivo na resistência ao desgaste (o que foi discutido anteriormente).

As Figura 5.22 e 5.23 apresentam os difratogramas dos sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , respectivamente, após o procedimento de aspersão térmica. Pelo difratograma da Figura 5.22, observa-se a formação da fase de  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ - $\beta$  presente nos revestimentos aspergidos por plasma *spray*. Esta fase possui temperatura de fusão ( $1840^\circ\text{C}$ ) mais baixa do que a alumina ( $2040^\circ\text{C}$ ), melhorando a ligação inter-partícula, reduzindo a porosidade e propiciando depósitos menos porosos do que  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , como verificado.

Como visto, a explicação para o surgimento da fase alumina- $\gamma$  baseia-se no fato de que esta é a fase com menor barreira de energia na cristalização a partir da alumina- $\alpha$  fundida na chama do plasma. Assim, esta fase nucleia preferencialmente à alumina- $\alpha$  (Hawthorne, 1997 e Lima, 1995). Pelo difratograma da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  aspergida (Figura 5.23), pode-se observar a presença da fase metaestável da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (alumina- $\gamma$ ) no revestimento obtido por plasma *spray*.



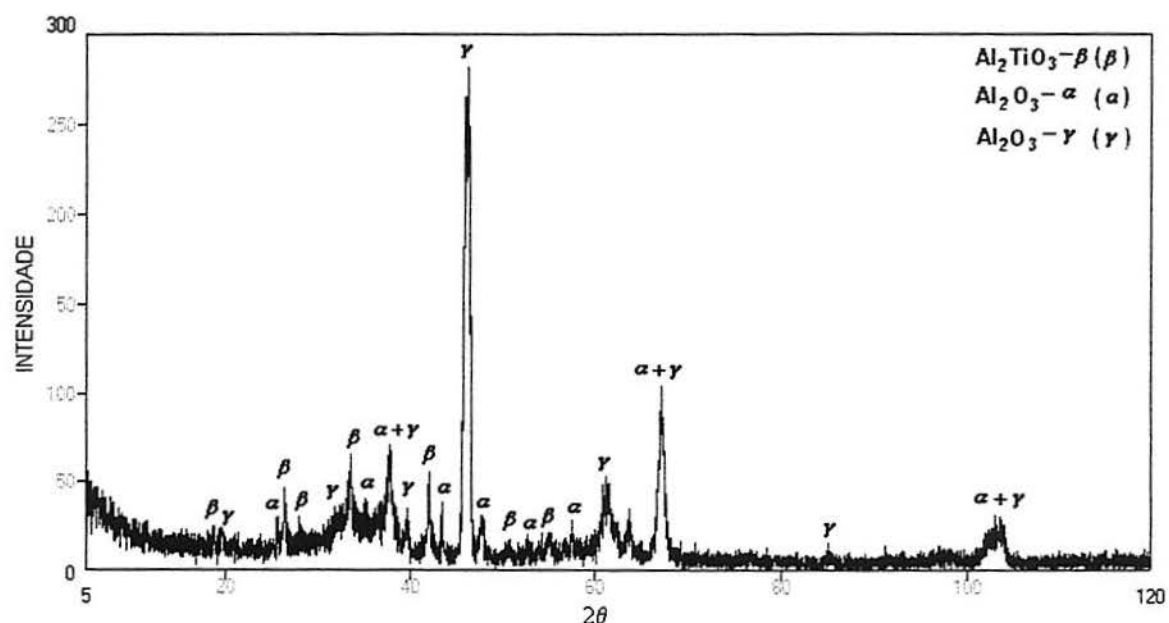


Figura 5.22 - Difratoograma do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  obtido após o procedimento de aspersão térmica por plasma *spray*.

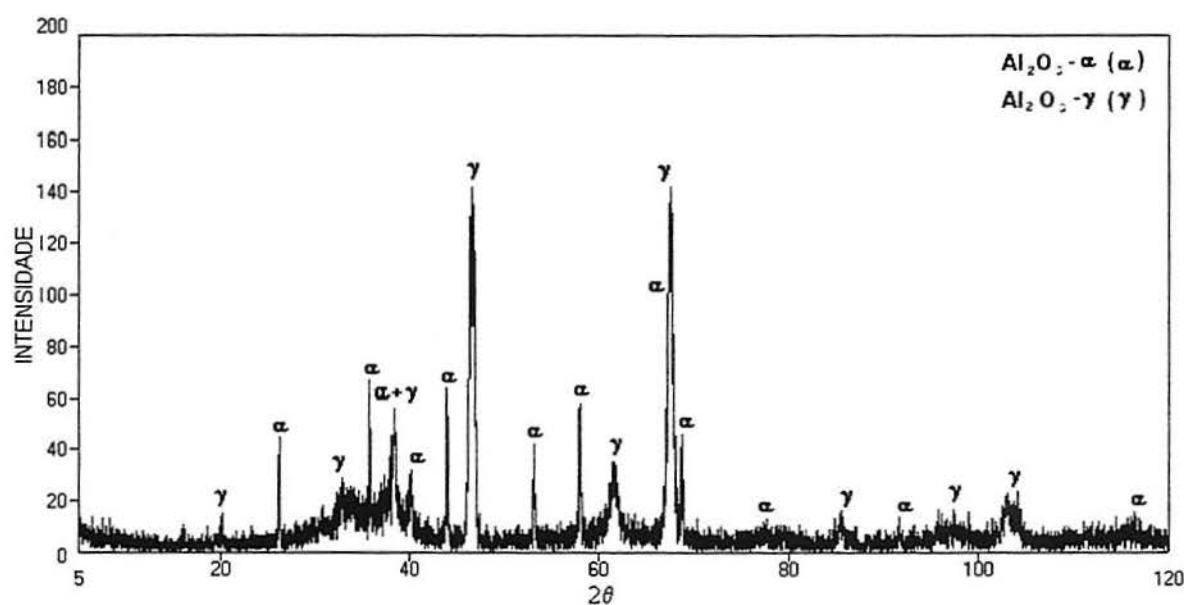


Figura 5.23 - Difratoograma da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  obtido após o procedimento de aspersão térmica por plasma *spray*.

Em relação ao  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , a provável explicação seria a transformação de uma fase estável em outra metaestável (alumina- $\alpha$  em alumina- $\gamma$ ), devido à alta temperatura do plasma e às taxas de resfriamento muito elevadas (cerca de  $10^5$  K/s), o que pode colaborar para o aumento da porosidade, diminuindo a

resistência mecânica e a resistência ao desgaste do material cerâmico (Lima, 1995). Sabidamente, a alumina- $\gamma$  possui propriedades diferentes da alumina- $\alpha$ , incluindo aí uma menor resistência ao desgaste.

Nas Figuras 5.24 e 5.25, são apresentados os difratogramas obtidos dos revestimentos de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  aspergidos com redução da distância de aspersão (40mm) e com aumento da distância de aspersão (120 mm), respectivamente.

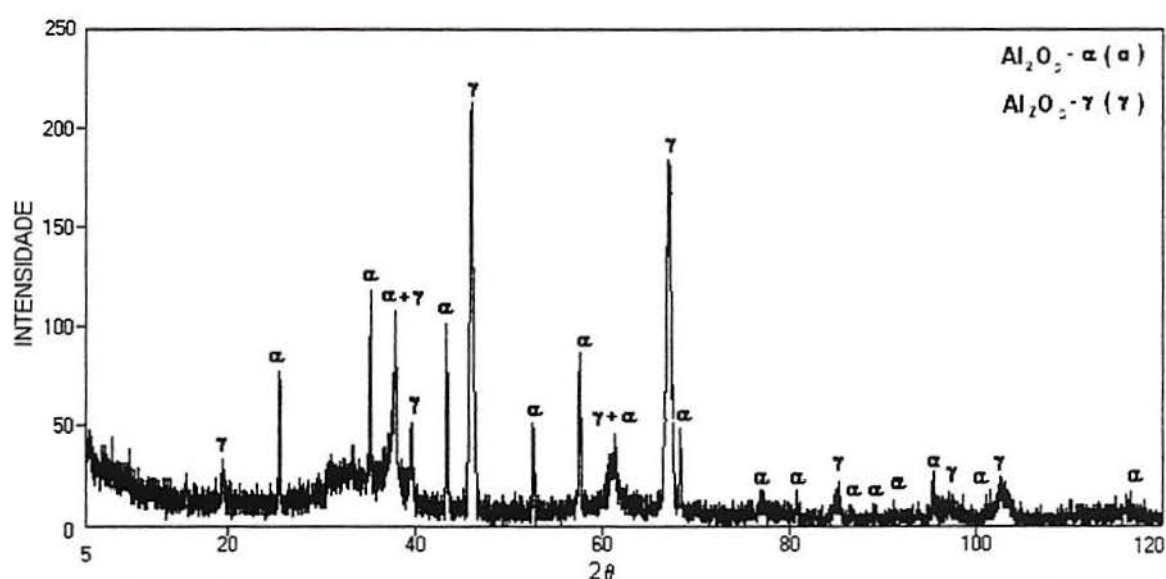


Figura 5.24 - Difratograma da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  obtido após procedimento de aspersão térmica com redução da distância de aspersão (40 mm) por plasma *spray*.

Pelas Figuras 5.24 e 5.25, pode-se observar que a relação entre a proporção da intensidade entre os picos das fases alumina- $\alpha$  e alumina- $\gamma$  é menor na Figura 5.25 do que na Figura 5.24. A fase alumina- $\gamma$  proporcionalmente está mais presente no difratograma da alumina com aumento da distância de aspersão (120 mm). Com aumento da distância de aspersão, as partículas aspergidas tendem se resfriarem já durante o voo, conseqüentemente colidem com o substrato já em fase alumina- $\alpha$ . O resfriamento na chama seria mais lento do que aquele que a partícula sofre sobre o substrato.

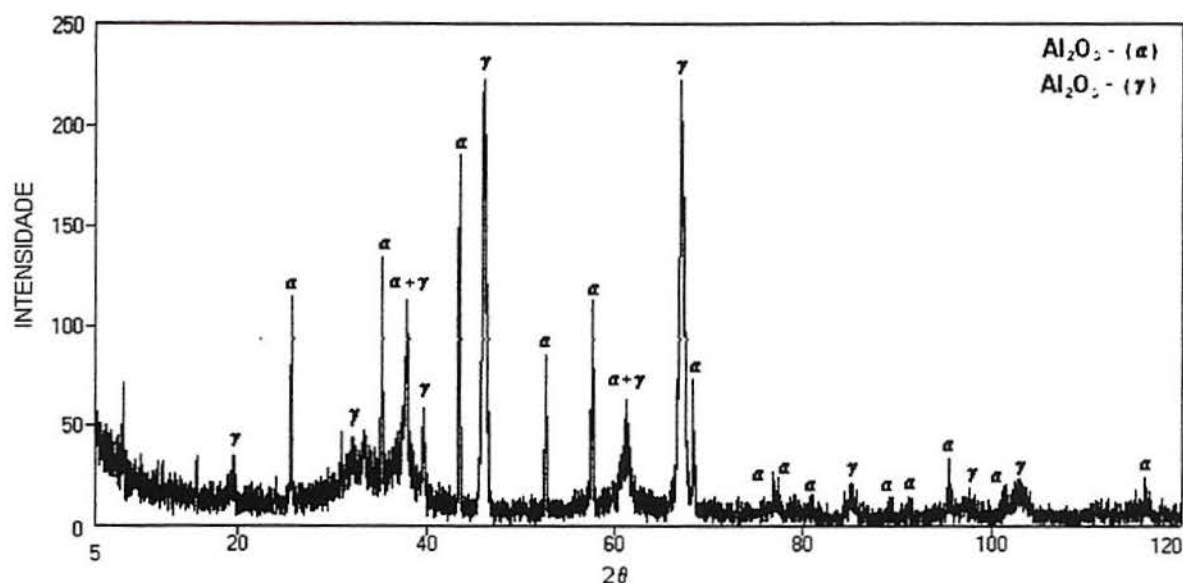


Figura 5.25 - Difratoograma da  $\text{Al}_2\text{O}_3$  obtido após procedimento de aspersão térmica com aumento da distância de aspersão (120 mm) por plasma *spray*.

Da mesma forma, na busca da razão da baixa resistência ao desgaste apresentada pelo sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ , deve-se considerar a função do  $\text{Y}_2\text{O}_3$  na estabilização da estrutura tetragonal da  $\text{ZrO}_2$ . As Figuras 5.26 e 5.27 apresentam respectivamente os difratogramas do pó de  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  antes e após o procedimento de aspersão térmica.

Pelo difratograma da Figura 5.27, pode-se observar a presença aparentemente absoluta da fase tetragonal da  $\text{ZrO}_2$ . Este fenômeno foi anteriormente observado por Suhr, Mitchell e Keller (1984). A transformação da fase monoclinica anteriormente presente em fase tetragonal, conjugada com o resfriamento brusco provavelmente tenham dado origem às trincas no interior das lamelas. O difratograma do pó de  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  após o procedimento de desgaste encontra-se no Anexo B.



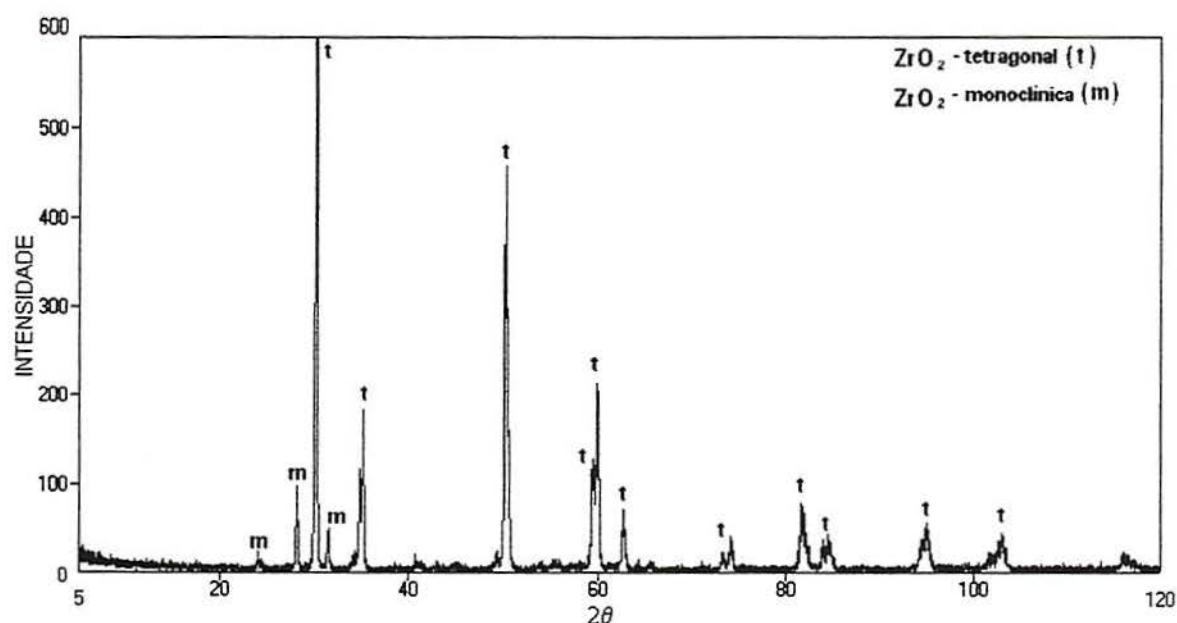


Figura 5.26 - Difratoograma do pó de  $ZrO_2+Y_2O_3$  antes da aspersão térmica por plasma *spray*.

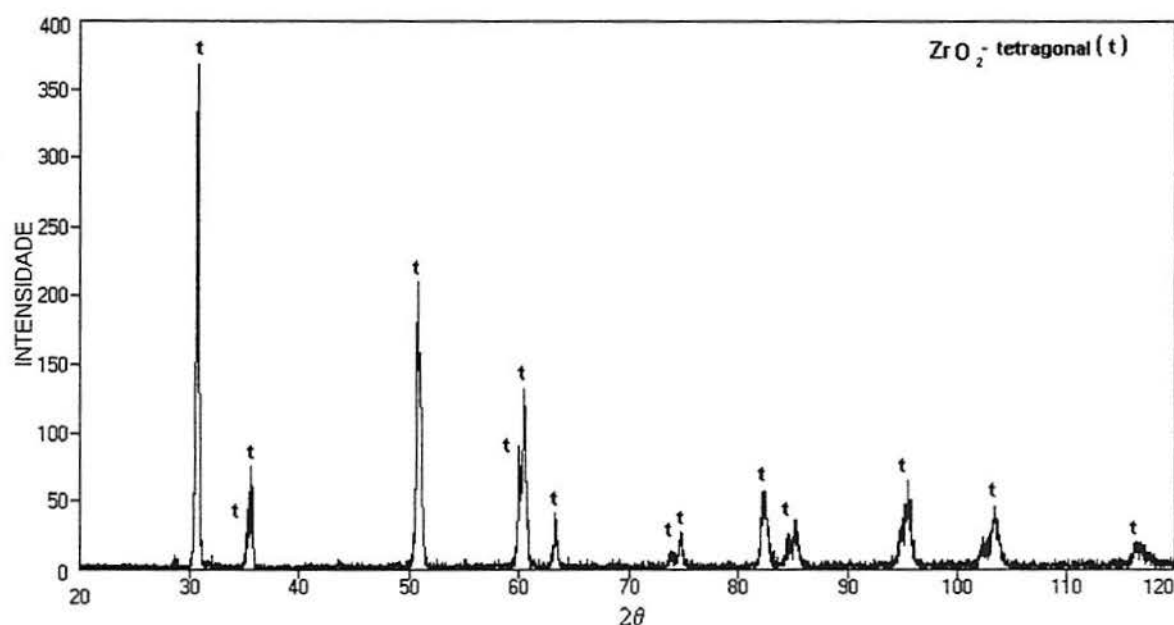


Figura 5.27 - Difratoograma do sistema  $ZrO_2+Y_2O_3$  obtido após o procedimento de aspersão térmica por plasma *spray*.

A partir dos difratogramas dos sistemas WC-Co(12%) e WC-Co(17%), obtidos após o procedimento de aspersão térmica, pode-se observar pouca diferença em relação à presença de fases de um para outro, embora suas resistências ao desgaste terem se apresentado distintas.

Pode-se observar nas Figuras 5.28 e 5.29 a presença dos composto WC,  $W_2C$  e a presença do Co formador da fase metálica. A partir de uma comparação dos difratogramas dos sistemas WC-Co(12%) e WC-Co(17%), não se observa mudanças significativas, sendo a diferença entre estes basicamente a quantidade das fases presentes, metálica e cerâmica.

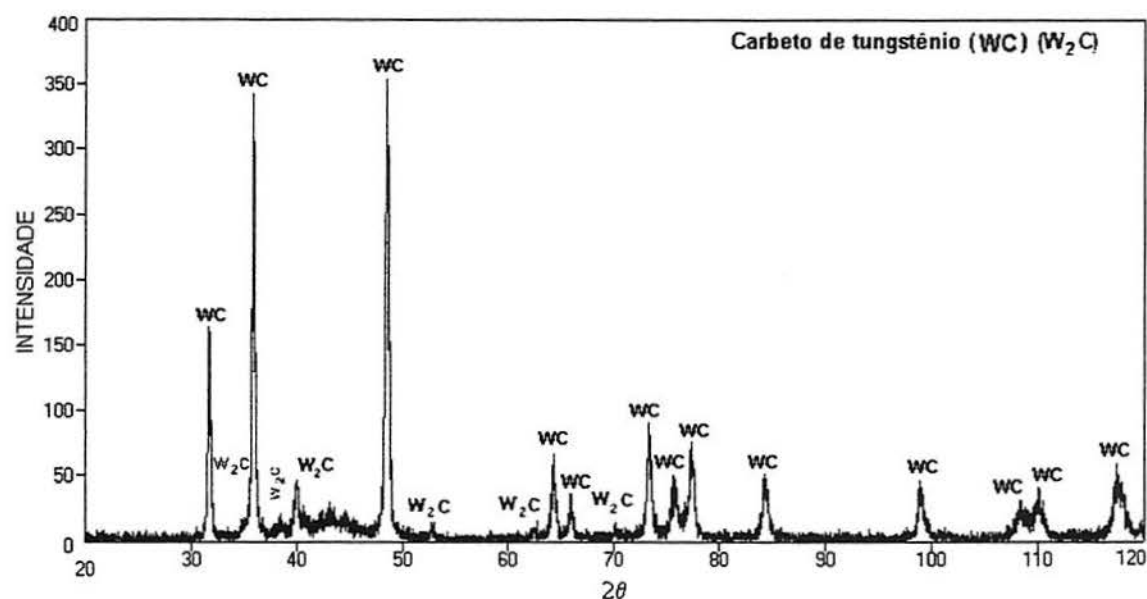


Figura 5.28 - Difratograma do sistema WC-Co(12%) obtido após o procedimento de aspersão térmica por HVOF.

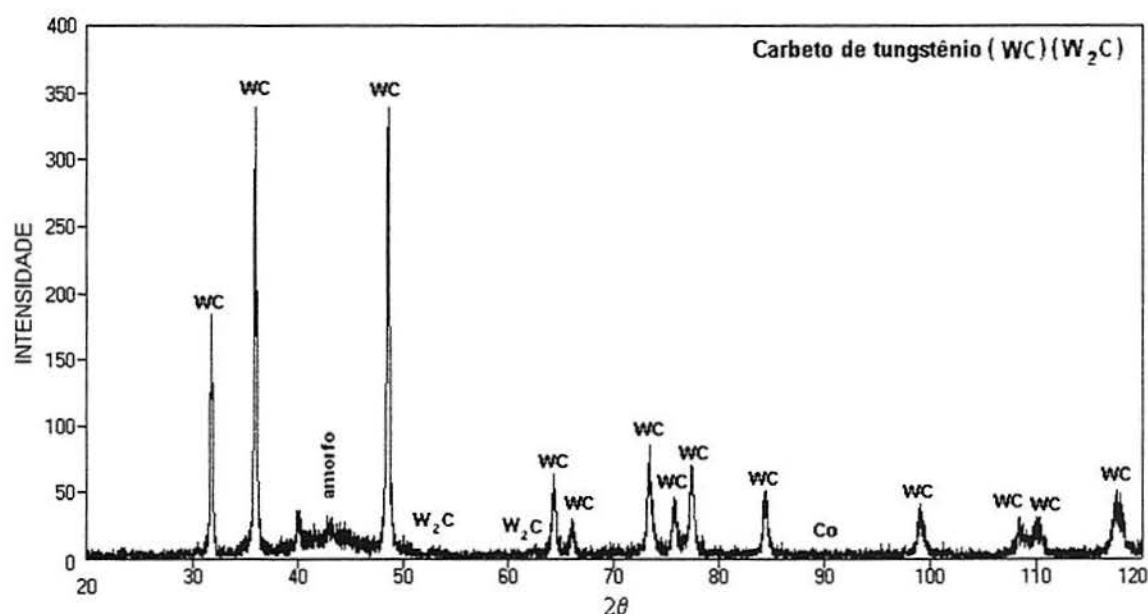


Figura 5.29 - Difratograma do sistema WC-Co(17%) obtido após o procedimento de aspersão térmica por HVOF.

A maior quantidade da fase  $W_2C$  no revestimento WC-Co(12%) é aparentemente maior devido à oxidação preferencial do carbono e a falta de Co ou do óxido de W. Outra alternativa de liberação do carbono é a reação de difusão do estado sólido do Co ao longo da matriz com o W, formando um estado amorfo (Figura 5.29) sobre rápida solidificação (Vuoristo et al, 1993).

As Tabelas com os dados obtidos dos respectivos difratogramas encontram-se nos Anexos (Anexo B).

#### 5.4 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DESGASTADA

As superfícies dos revestimentos investigados após o procedimento de desgaste são apresentadas na Figura 5.30. A primeira constatação é da presença de porosidade remanescente variando de sistema para sistema, revelando uma resposta diferente dos revestimentos às solicitações que o abrasímetro impingia durante o ensaio de desgaste.

O procedimento de desgaste nos revestimentos apresenta dois comportamentos distintos. Com os revestimentos cerâmicos, observa-se na morfologia resultante pequenos sulcos, devido provavelmente ao arranque das partículas constituintes do pó durante a ação abrasiva. Com os sistemas cerâmicos com matriz metálica e metálico, o aspecto resultante na microestrutura apresenta-se como polido.

A observação da superfície do revestimento submetida ao desgaste permite, então, a definição de duas morfologias típicas: i) superfície de desgaste rugosa; ii) superfície de desgaste lisa. Entre estes dois extremos, encontram-se superfícies preponderantemente lisas e outras preponderantemente rugosas.

No caso de superfícies rugosas, pode-se supor o arrancamento de partículas como mecanismo de desgaste. Uma avaliação das partículas obtidas após desgaste leva à constatação de que seu tamanho médio corresponde ao tamanho médio do grão. Este é o caso das superfícies dos materiais cerâmicos aspergidos. Se a resistência do contorno de grão for menor do que a do grão em



si, então, as partículas serão arrancadas da superfície. Este processo pode ser denominado de Mecanismo I.

No caso de superfícies lisas, ao contrário, os grãos aparentemente são polidos através da perda contínua de material interno ao grão. O tamanho médio das partículas é menor do que o tamanho de grão original. Este é o caso por exemplo dos revestimentos com matriz metálica. Este processo seria denominado de Mecanismo II.

Para os sistemas cerâmicos, poder-se-ia ordenar na série  $ZrO_2+Y_2O_3$ ,  $Al_2O_3$  e  $Al_2O_3+TiO_2$ , da maior para a menor presença do Mecanismo I, que vem a ser a série do maior ao menor desgaste do revestimento.

Para os sistemas cerâmicos em matriz metálica (WC-Co(12%) e WC-Co(17%) e metálico, a preponderância é nitidamente do Mecanismo II, onde a aparência polida cresce nessa ordem, que é a inversa da resistência ao desgaste apresentada pelos mesmos.

Da mesma forma, as superfícies dos diversos revestimentos fabricados com redução e aumento da distância de aspersão em relação à distância padrão também foram analisadas após sofrer o procedimento de desgaste. As Figuras 5.31 e 5.32 apresentam as superfícies após desgaste dos revestimentos fabricados respectivamente com redução e com aumento da distância de aspersão.

Enquanto para os revestimentos cerâmicos  $Al_2O_3$  e  $Al_2O_3+TiO_2$  não foi possível constatar uma tendência mais clara, as superfícies dos revestimentos de  $ZrO_2+Y_2O_3$  apresentaram um aspecto menos rugoso em ambos os casos. Como já visto, esse revestimento experimentou um aumento considerável do desgaste com a variação da distância de aspersão em relação à distância padrão.

Já nos revestimentos de matriz metálica, com a variação da distância de aspersão, não houve uma variação significativa do desgaste sofrido, o mesmo ocorrendo com o aspecto da superfície desgastada.

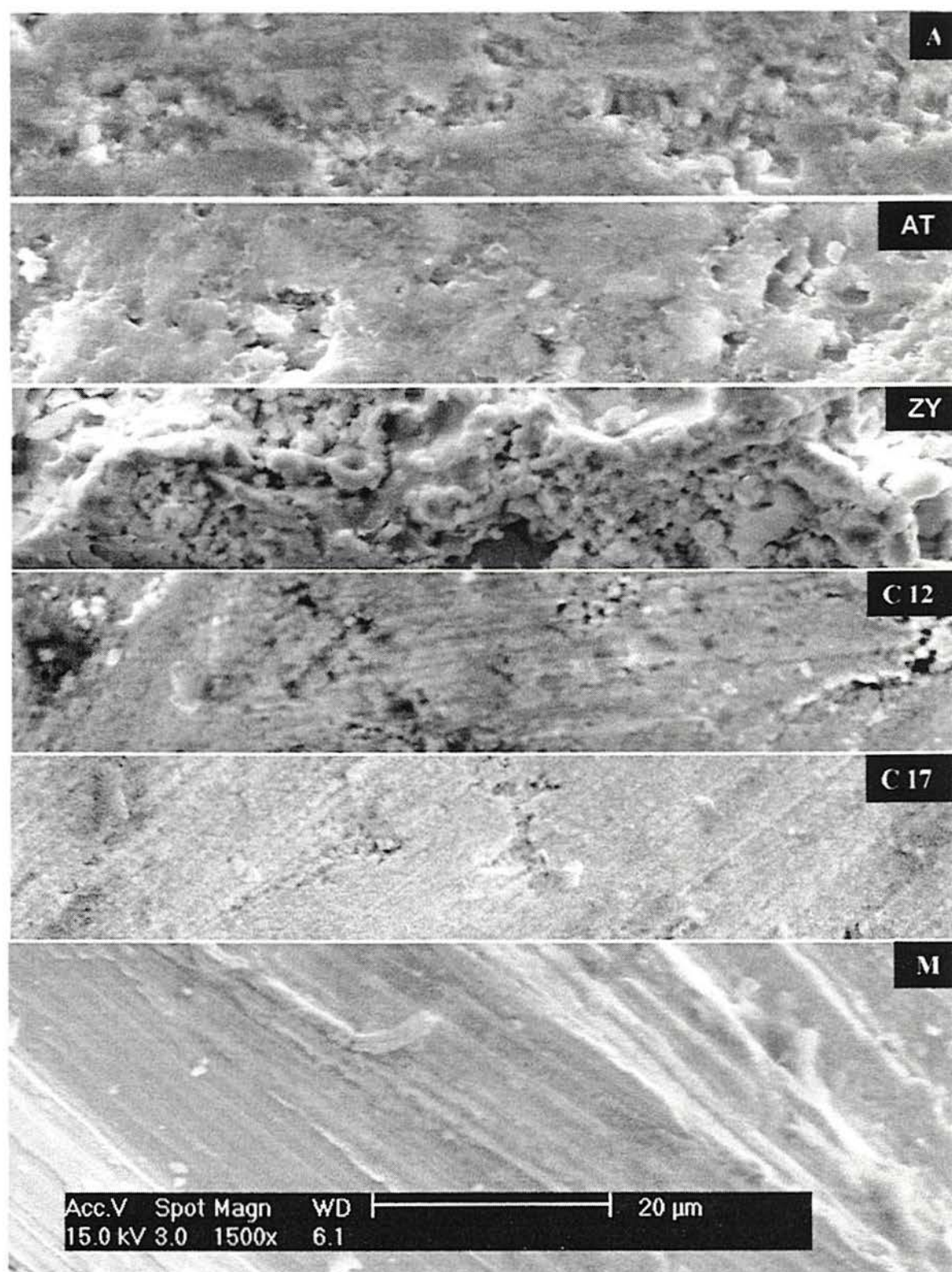


Figura 5.30 - Micrografia de corte transversal dos sistemas após procedimento de desgaste com relação à porosidade residual. A=  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT=  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY=  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17= WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W).



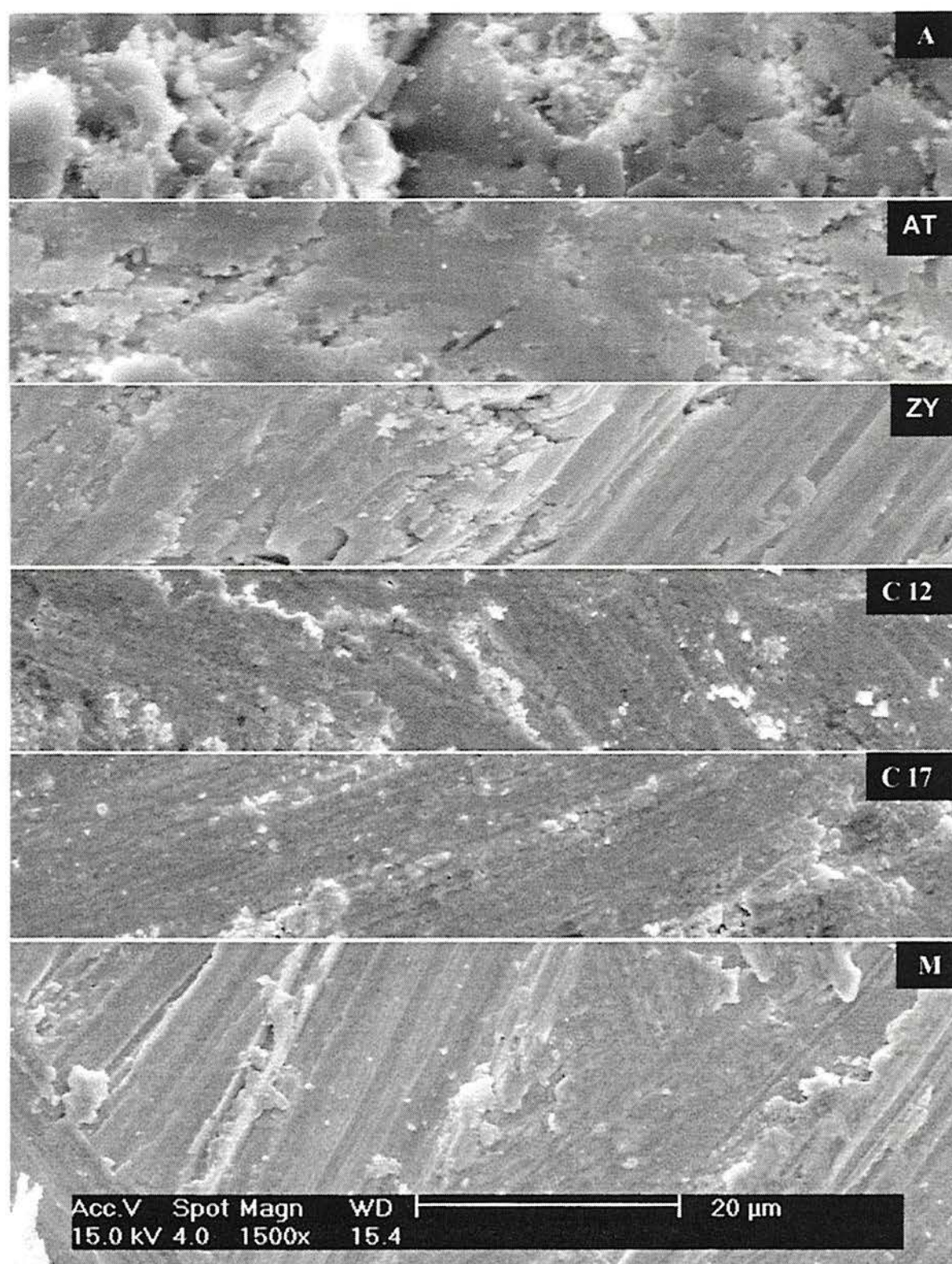


Figura 5.31 - Micrografias de topo dos sistemas utilizados com redução da distância de aspersão, após o procedimento de desgaste: A=  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT=  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY=  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17=WC-Co(17%) e M= (liga de Ni-Cr-W).



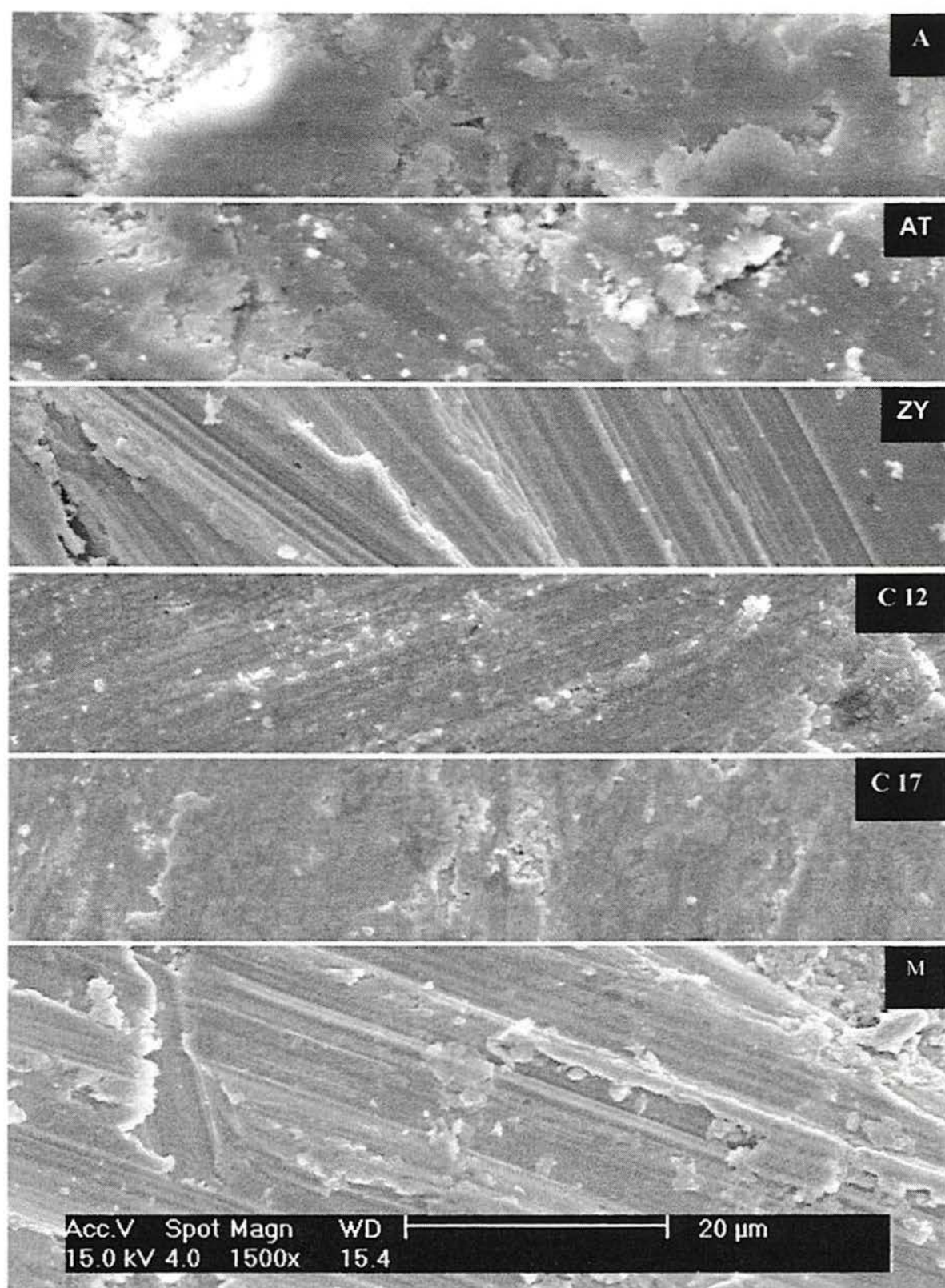


Figura 5.32 - Micrografias de topo, com aumento da distância de aspersão dos sistemas utilizados, após o procedimento de desgaste. Onde: A=  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; AT=  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; ZY=  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$ ; C12= WC-Co(12%); C17=WC-Co(17%) e M= liga metálica Ni-Cr-W.

## 6- CONCLUSÕES

A escolha de um material apropriado para fazer frente às solicitações de desgaste abrasivo encontra na prática algumas dificuldades. A razão para isso é que até hoje não foi possível definir taxas de desgaste, em função de mecanismos de desgaste envolvidos na sobreposição de fatores de influência, na forma de uma lei comportamental com boa representatividade do fenômeno. As equações propostas são válidas somente sob determinadas hipóteses e condições de contorno.

Através da análise dos resultados obtidos, a partir da deposição de revestimentos cerâmicos, cerâmicos com matriz metálica e metálico com posterior procedimento de desgaste abrasivo, pode-se inferir as seguintes conclusões:

- 1- Os revestimentos cerâmicos apresentaram menor resistência ao desgaste abrasivo, quando comparados com os revestimentos cerâmicos com matriz metálica e metálico;
- 2- Comparados entre si, os materiais cerâmicos apresentaram uma variação da resistência ao desgaste que pode ser associada a alguns aspectos atinentes à microestrutura dos revestimentos investigados. A correlação entre esses fatores e a resistência ao desgaste poderia ser assim resumida:
  - i) A porosidade residual presente nos sistemas cerâmicos influenciou na resistência ao desgaste abrasivo: quanto maior a porosidade, menor foi a resistência ao desgaste abrasivo medida;
  - ii) Da mesma forma, as trincas de natureza térmica presentes nos revestimentos degradam sua resistência ao desgaste;
  - iii) O espalhamento da lamela tem influência relevante na resistência ao desgaste: quanto mais efetivo o espalhamento, menor desgaste apresentam os revestimentos cerâmicos.
  - iv) A presença de fases surgidas durante a aspersão e no resfriamento das partículas sobre o substrato que encontram dificuldade a homogeneidade



da superfície submetida ao desgaste. Como as fases não apresentam resistências ao desgaste iguais, comprometem a uniformidade do revestimento frente ao desgaste.

- 3- A microestrutura dos materiais cerâmicos pode ser controlada em função dos parâmetros de aspersão, com o que é possível variar a resistência ao desgaste dos revestimento cerâmicos em função desses parâmetros, dentro de um intervalo relativamente amplo. Isto significa também que pode-se otimizar a resistência ao desgaste, otimizando-se a microestrutura através dos parâmetros operacionais na aspersão térmica de materiais cerâmicos. Entre esse parâmetros, tem-se: distância de aspersão, pré-aquecimento do substrato e espessura de camada.
- 4- Os mecanismos de perda de volume por parte do corpo submetido ao desgaste podem ser classificados em dois tipos: i) arrancamento da superfície e ii) polimento da superfície. Os revestimentos cerâmicos tenderam ao primeiro mecanismo, enquanto que comparativamente os revestimentos de matriz metálica tenderam ao segundo mecanismo.
- 5- Em função da natureza dos mecanismos de desgaste envolvidos para os materiais cerâmicos e o de matriz metálica, pode-se esperar atuação de propriedades intrínsecas como resistência mecânica, módulo de elasticidade, susceptibilidade a trincas, comportamento frágil/dúctil, entre outras características dos materiais investigados, cuja definição ocorre em ordem de grandeza inferior a dos próprios aspectos microestruturais (que podem ainda modificá-las), ou seja, a nível de ligação química e estrutura cristalina dos materiais submetidos ao desgaste.



## 7- SUGESTÕES

Após a execução dos experimentos e análise dos resultados, chegou-se às seguintes sugestões.

- Obtenção de revestimentos, pela técnica de aspersão térmica, com outros equipamentos que não sejam à plasma-spray e HVOF.
- Utilizar mais sistemas em comparações.
- Realizar o procedimento de desgaste com variação de temperatura.
- Utilizar equipamentos para desgaste normatizados.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ADAMSKI, A; McPHERSON, R. **Cavitation erosion of plasma sprayed ceramic coating**. Department of Materials Engineering, Monash University, Clayton, Victoria, Australia, 3168, p.312-317, 1987.
- ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, vols.09.01 e 09.02, Oct., Designação G 105, 1989.
- ARAÚJO, F.J. **Abrasão em cerâmicas**. Mundo Cerâmico, p. 28-31, outubro, 1996.
- ARNT, A.B.C; BERGMANN, C.P. "Materiais Cerâmicos: **Revestimentos protetores por aspersão térmica para a proteção de superfícies contra o desgaste**". Trabalho apresentado no 41º Congresso Brasileiro de Cerâmicas - ABC - São Paulo -SP - Junho de 1997.
- ARNT, A.B.C; BERGMANN, C.P. "A influência da adição de diferentes percentuais de quartzo (fase vítrea) na resistência ao desgaste de aluminas". Jornadas SAM 98 - IBEROMET V- De 14 a 18 de setembro de 1998, Centro Cultural Parque de Espanha Rosário, República Argentina. Asociación Argentina de Materiales. Trabalho publicado nos anais.
- ARNT, A.B.C; BERGMANN, C.P. "Resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos cerâmicos à base de alumina ( $Al_2O_3$ ) e de alumina/titânia ( $Al_2O_3+TiO_2$ ), aplicados pela técnica de aspersão térmica". 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais - CEBECIMAT - VI SEMEL, Curitiba - PR. Dezembro de 1998.
- ARNT, A.B.C; BERGMANN, C.P. "Análise da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos cerâmicos e metálicos, obtidos pela técnica de aspersão térmica". 43º Congresso Brasileiro de Cerâmica - 4º Congresso de Cerâmica do Mercosul - Florianópolis, SC, de 2 a 5 de junho de 1999.
- AULT, N.N. Characteristics of refractory oxide coatings produced by flame-spray. Research and development, Norton Company, Worcester, Massachusetts. **Journal of the American ceramic Society**, v.40, n.3, Mar. 1957.

- BALL, A . The mechanisms of wear, and the performance of engineering materials. **J.S. Afr. Inst. Min. Metall.**, v. 86, n. 1. p. 1-13. Jan. 1986.
- BARBEZAT, G; MÜLLER, E; WALSER, B. **Applying tungsten carbide cobalt coatings by high velocity combustion spraying.** Sulzer Technical Review, n.4, p.4-10, 1988.
- BASINSKA - PAMPUCH, S; GIBAS, T. Observations on some plasma-sprayed metal carbides. **Proceedings of the 3rd CIMTEC 3rd International Meeting on Modern Ceramics Technologies**, 27-31-may, p.201-207, 1976.
- BERGMANN, C.P. **Ceramic coating deposited spraying: influence of interfacial temperature on the adherence.** II European Ceramic Society Second Conference, p.1727-173, Oct,1991.
- BERGMANN, C.P. **Emprego de revestimentos cerâmicos em materiais refratários.** Anais do Seminário Aciaria Refratários e Fornos Elétricos, ABM, p. 433-440, 1991.
- BERGMANN, C.P. **Deposição por plasma de camadas cerâmicas - Parte II: Medida da aderência do revestimento.** Revista Cerâmica 39, p.85-90, Dez. 1993.
- BERGMANN, C.P. **Moldagem por injeção de peças cerâmicas.** Anais do 38º Congresso da Associação Brasileira de cerâmica (ABC), v. 3, p. 1157-1161, 1994.
- BERNDT, C.C. **Mechanical, thermomechanical and applications of ceramic coatings.** Department of Materials Engineering, Monash University, Clayton 3168, Australia, p.577-590, 1991.
- BERTHIER, Y. **Experimental evidence for friction and wear modelling. Laboratoire de Mécanique des Contacts.** Institute National des Sciences Appliquées de Lyon, 69621 Villeurbanne Cedex (France), p.77-92, Sep. 1990.
- BUDINSKI, K.G. **Surface Engineering for Wear Resistance.** Englewood Cliffs, New Jersey, 1987.
- CALLISTER, W.D.Jr. **Materials Science and Engineering na Introduction.** 4ª edição, p.852, 1996.



- DAVIDGE, R.W. **Effects of microstructure on the mechanical properties of ceramics.** Materials Development Division, Atomic Energy Research Establishment, Harwell, OX11 Ora, U.K. Vol.2, p.447-467, 1974.
- DAVIDGE, R.W; RILEY, F.L. **Grain-size dependence of the wear of alumina.** Elsevier Science S.A., Wear 186-187, p.45-49, 1995.
- DONG, X; JAHANMIR, S; HSU, S.M. Tribological characteristics of  $\alpha$ -alumina at elevated temperatures. **Ceramic Division, National Institute of Standards and Tecnology, Gaithersburg, Maryland 20899**, p.1036-1044, Feb.1991.
- DUGGAN, J. **Ceramic coatings for wear resistance.** Paper 76, p.145-152.
- DURMANN, G; LONGO, F.N. **Plasma-sprayed alumina-titania composite.** Ceramic Bulletin, v.48, n.2, p.221-225, 1969.
- DYKHUIZEN, R.C. Review of impact and solidification of molten thermal spray droplets. **Journal of Spray Techonology**, vol.3(4), p.351-361, Dez. 1994.
- ENGEL, O.G. **Waterdrop collisions with solid surfaces.** J. Res. Nat. Bur. Stand., v. 54, n.5, p. 281-298, 1955
- ENGLAND, G. **Plasma thermal spray process.** Independent plasma. Metallurgist & Consultant to the thermal spray coating Industry, <http://members.aol.com/england.>, 30p, 1999.
- FAUCHAIS, P. **Molten particle deposition.** University of Limoges, France. P.202-208, 1992.
- FILLION, G. **Applying nickel-based alloys by HVOF.** Welding Journal, 12p, Oct. 1995.
- FILMER, H.L; HOCHSTRASSER, J; NICOLL, A.R; ZAMBELLI, G. **Plasma spray deposition of alumina -based ceramic coatings.** Elsevier Science Publishers B.V., High Performance Ceramic Films and Coatings, p.47-56, 1991.
- FUKUMOTO, M; NAKAOKA, M; OKANE, I. **Evalution of the wet erosion resistance of sprayed coatings.** Department of Production Systems Engineering, Toyohasshi University of tecnology, Japan, p.145-155, Feb. 1988.

- FURUKUBO, K; OKI, S; GOHDA;S. Relationship between wear and microstructures of ceramic spray coatings. **Proceedings of the International Thermal Conference & Exposition**, Orlando, Florida, USA, 28 Maio - 5 Junho, p.705-709, 1992.
- GATES, J.D; GORE, G.J. **Wear of metals: philosophies and practicalities**. Department of Mining and Metallurgical Engineering, University of Queensland, St. Lucia, Qld, 4072, p.53-89, 1995.
- GERDEMAN, D.A; HERCHT, N.L. Arc plasma technology in materials science. **Forschungsinstitut der Feuerfest - Industrie**, Bonn. Springer-verlag, New York, p.1-99, 1972.
- GROSHART, E. **Thermal sprayed coatings**. Consultant, Seattle, WA. P.376-594.
- HARDING, J.H; MULHERAN, P.A; CIROLINI, S; MARCHESE, M; JACUCCI, G. Modeling the deposition process of thermal barrier coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**. Vol.4, p. 34-40, Mar. 1995.
- HAWTHORNE, H.M; ERICKSON, L.C; ROSS, D; TAI, H; TROCZYNSKI, T. **The microstructural dependence of wear and indentation behaviour of some plasma-sprayed alumina coatings**. Elsevier Sciences S.A., Wear 203-203, p.709-714, 1997.
- HOCKIN, H.K; XU; JAHANMIR, S. Microfracture and material removal in scratching of alumina. **Journal of Materials Science**, No. 30, p. 2235-2247, 1995.
- HOPPERT, S. **Alumina ceramics - Superior materials for protection against wear and corrosion**. Siegburg, p.3-11, 1989.
- HOPPERT, S. **Alumina oxide ceramic - for wear protection in mineral processing**. Siegburg, p.3-10, 1990.
- JANES, S. **Flame and plasma spraying**. Ceramic Monographs - Handbook of Ceramics. Supplement to interceram 36, No.1.4.6.6. p.1-9, 1987.
- JOSHI, S.V. **Comparison of particle heat-up and acceleration during plasma and high velocity oxy-fuel spraying**. Thermal spraying, v.24, No.6, p.373-377, 1992.



- KARL - HEINZ ZUM GAHR. **Microstructure and wear of materials**. Institute of Materials Technology. Tribology Series, 10, Siegen, Federal Republic of German, 554p, 1987.
- KESHAVAN, M.K; KEMBALYAN, K.T. Wear characterization and practical applications of thermal spray coatings in drilling applications. Thermal Spray Coatings: Research, Design and Applications. **Proceeding of the 5th National Thermal Spray Conference**. June 7-11, Anaheim, Calif, p.635-641, 1993.
- KHRUSCHOV, M.M. **Principles of abrasive wear**. Institute for the Study of Machines 4, Moscow centre (U.S.S.R), p.69-88, Oct.1973.
- KILP, F. **Characterisation of powders for thermal spraying**. Reference Metal Construction, p.169-170, 1988.
- KITAHARA, Sh; OKANE, I; SHIRAI, K; MORIMURA, T. **Ceramic base composite materials for flame spraying**. Tokyo, p.108-111, 1975.
- KURODA, S; CLYNE, T.W. **The quenching stress in thermally sprayed coatings**. Department of Materials Science and Metallurgy, Pembroke Street. Cambridge CB23QZ.U.K. p.49-66, Nov.1990.
- LANDSDOWN, A.R; PRICE, A.L. **Materials to resist wear - Aguide to their selection and use**. University College, Swansea, UK, 128p, 1986.
- LIMA, R.S; BERGMANN, C.P. **Aspersão térmica (thermal spraying): uma revisão**. Porto Alegre, Escola de Engenharia, Laboratório de Materiais Cerâmicos, Departamento de Materiais, UFRGS, p.8.
- LIMA, R.S; BERGMANN, C.P. **Obtenção por aspersão térmica de tubos de materiais cerâmicos**. 38<sup>o</sup> Congresso Brasileiro de Ceramica, de 18 a 21 de junho, Rio de Janeiro, RJ, p.6, 1994.
- LIMA, R.S. **Microestruturas de aluminas processadas por aspersão térmica**. Escola de Engenharia, PPGEM,UFRGS, Porto Alegre, 118p, 1995.
- LIMA, R.S; BERGMANN, C.P. **Phase transformations on flame sprayed alumina**. **Thermal Spray**. Practical for Engineering Problems, C. C. Berndt (Ed). Published by ASM Internacional Park, Ohio-USA, p.765-771, 1996.



- LIN, C.K; BERNDT, C.C. **Statistical analysis of microhardness variations in thermal spray coatings.** Journal of Materials Science, No 30, p.111-117, 1995.
- LUGSCHEIDER, E. **Quo isti, thermal spraying?** Thermal spray News, pmi, V.25, No.1, p.18-20, 1993.
- LUTZ, E.H. **Plasma ceramics.** Thermal Spraying, pmi V.25, No.3, p.131-137, 1993.
- MADEJSKI, J. Solidification of droplets on a cold surface. **Institut Badan Jadrowych.** Swierk/Otwock, Poland, p.1009-1013, Oct. 1976.
- MADRUGA, T.P; BERGMANN, C.P. **Revestimentos cerâmicos resistentes à corrosão aplicados por aspersão térmica.** Anais do III<sup>o</sup> Congresso de Engenharia Mecânica, norte/nordeste, p.3, junho de 1994.
- MADRUGA, T.P; SILVEIRA, M.M; BERGMANN, C.P. **Resistência ao desgaste de materiais cerâmicos a base de aluminas.** Anais do Congresso Brasileiro de Cerâmica - ABC, de 18 a 21 de junho. Porto Alegre, 1994.
- MADRUGA, T.P; BERGMANN, C.P. **Critérios para a substituição de materiais metálicos por cerâmicos de alta tecnologia.** Revista Metalúrgica & Materiais, p. 818-822, setembro, 1995.
- McPHERSON, R. **The relationship between the mechanism of formation, microstructure and properties of plasma-sprayed coatings.** Metallurgical and Protective Coatings, Thin Solid Films, n.83, p.297-310, 1981.
- MOREAU, C; GOUGEON, P; LAMONTAGNE, M. **Influence of substrate preparation on the flattening and cooling of plasma-sprayed particles.** Journal of Thermal Spray Technology, v.4, p.25-33, Mar. 1995.
- MOREAU, C; LAMONTAGNE, M; CIELO, P. **Influence of the coating thickness on the cooling rate of plasma-sprayed particles impinging on a substrate, Thermal Spray Coatings: Properties, Processes and Applications.** ASM Internacional, p.237-243, 1992.
- MULLEN, R.L; HENDRICKS, R.C; McDONALD, G. **Interface roughness effect on stresses in ceramic coatings.** Ceramic Engineering and Science. Proceeding, V.B, No.7/8, 1987.

- NERZ, J; KUSHNER, B; ROTOLICO, A. **Characterization of tungsten carbide as a function of powder manufacturing and deposition technologies.** Elsevier Science Publishers B.V., High Performance Ceramic Films and Coatings, p.27-36, 1991.
- NICOLL, A.R. **Protective coatings and their processing - Thermal Spray.** Course on High temperature Materials and Coatings, Jun, 24-29, Finland, 35p, 1984.
- NIEMI, K; VUORISTO, P.M.J; MÄNTYLÄ, T. **On the wear resistance of thermally sprayed alumina based coatings.** Thermal Spray Coatings, DVS 152, p.307-309, 1991.
- NIEMI, K.j; VUORISTO, P.M.J; MÄNTYLÄ, T.A. Properties of alumina based coatings deposited by plasma and high velocity combustion processes. Thermal Spray Coatings: Research, Design and Applications. **Proceeding of the 5th National Thermal Spray Conference.** June 7-11, Anaheim, Calif, p.469-473, 1993.
- NIEMI, K; VUORISTO, P; MÄNTYLÄ, T; LUGSCHEIDER, E. et al. Wear characteristics of oxide coatings deposited by plasma spraying, high power plasma spraying and detonation gun spraying. **Proceedings of the 8th National Thermal Spray Conference,** 11-15, p.645-649, Sep. 1995.
- OLSSON, M; KAHLMAN, L; NYBERG, B. **Abrasive wear of structural ceramics.** American Ceramic Society Bulletin, Volume 74, No.2, p.48-52, Feb. 1995.
- PAWLOWSKI, L; FAUCHAIS, P. **Thermal transport properties of thermally sprayed coatings.** International Materials Reviews, v.37, No.6, p.271-289, 1992.
- POECH, M.H; ISFAHANI, S; OPIELKA, H. **Size distribution analysis of powders used for thermal spraying.** Thermal Spraying, pm, v.25, No.5, 1993.
- SAHOO, P; RAGHURAMAN, R. Chromium carbide reinforced composite coatings for high temperature hard-coat applications. Thermal Spray Coatings:



- Research, Design and Applications. **Proceeding of the 5th National Thermal Spray Conference**. June 7-11, Anaheim, Calif, p.405-410, 1993.
- SAMPATH, S; WAYNE, S.F. Plasma sprayed Mo-Mo<sub>2</sub>C Composites: Microstructure and properties. Thermal Spray Coatings: Research, Design and Applications. **Proceeding of the 5th National Thermal Spray Conference**. June 7-11, Anaheim, Calif, p.397-403, 1993.
- SHACKELFORD, J.F. **Introduction to Materials Science for Engineers**. 3<sup>a</sup> edição, p.427, 1992.
- SCHMID, T.E; HECHT, R.J. **High Technology of coatings ceramics - Limitations/future needs**. Ceramic Engineering and Science Proceedings, V.9, No.9/10, p.1089-1093, 1988.
- SCHWIER, G; BECZKOWIAK, J. **Advanced ceramic powders for thermal spray coatings and monolithic ceramics**. Elsevier Science Publishers B.V., High Performance Ceramic Films and Coatings, p.37-46, 1991.
- SCOTT, K.T. **Plasma-sprayed ceramic coatings**. P.195-205, 1984.
- SCHNEIDER, S. J. **Ceramics and Glasses**. Engineered Materials Handbook, vol. 4, sections., 1-11, 1991.
- SENDA, T; DRENNAN, J; MCPHERSON, R. **Wear and friction of alumina at elevated temperatures**. Ship Research Institute. Mitaka, Tokyo 181, Japan, p.932-937, 1992.
- SHI, H.H; DEAR, J.P. **Oblique high-speed liquid solid impact**. JSME Int. J., seção1, v.35, n.3, p.285-295, 1992.
- STEFFENS, H.D. **Future aspects of thermal spraying**.
- STUBICAN, V.S; CORMAN, G.S; HELLMANN, J.R; SERNT, G. **Phase relationships in some ZrO<sub>2</sub> systems**. National Science foundation Grant, n.DMR8107143, p. 96-105, 1991.
- SUHR, D.S; MITCHELL, T.E; KELLER, R.J. **Microstructure and durability of zirconia thermal barrier coatings**. Cambridge Stereoscan, Cambridge Scientific Industries, cambridge, MD, p.503-517, 1984.



- TOMANDL, G; RÖDEL. **Sintering of Ceramics**. Ceramic Monographs - Handbook of Ceramics. Erlangen, federal republic of Germany. Supplement to Interceram 33, p.1-9, 1984.
- VARDELLE, M; VARDELLE, A; LEGER, <sup>a</sup>C; FAUCHAIS, P; GOBIN, D. Influence of particle parameters at impact on splat formation and solidification in plasma spraying processes. **Journal of Thermal Spray Technology**, v.4, p.50-59, Mar. 1994.
- VUORISTO, P; NIEMI, A; MÄKELÄ, A; MÄNTYLÄ, T. Preparation, structure and wear properties of detonation gun sprayed WC and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> based cermet coatings. **Proc. Int. thermal Spray Conf.** DVS 152, p.310-313, 1993.
- ZATORSKI, R.A; HERMAN, H. **Wear of plasma-sprayed alumina-titania coatings**. Elsevier Science publishers B.V., High Performance Ceramic Films and Coatings, p.591-601, 1991.
- ZOGRAFOU, C; DHUPIA, G.S; KRÖNERT, W; PROTOGERAKIS, M. **Microstructural aspects related to the quality of thermally sprayed ceramic coatings**. Institut für Gesteinshüttenkunde der RWTH, Mauerstrasse 5, D-1500 Aachen, F.R.G., p. 171-175, Feb. 1986.

## **ANEXOS**

**ANEXO A - Curvas da distribuição granulométrica dos pós de aspersão térmica utilizados.**

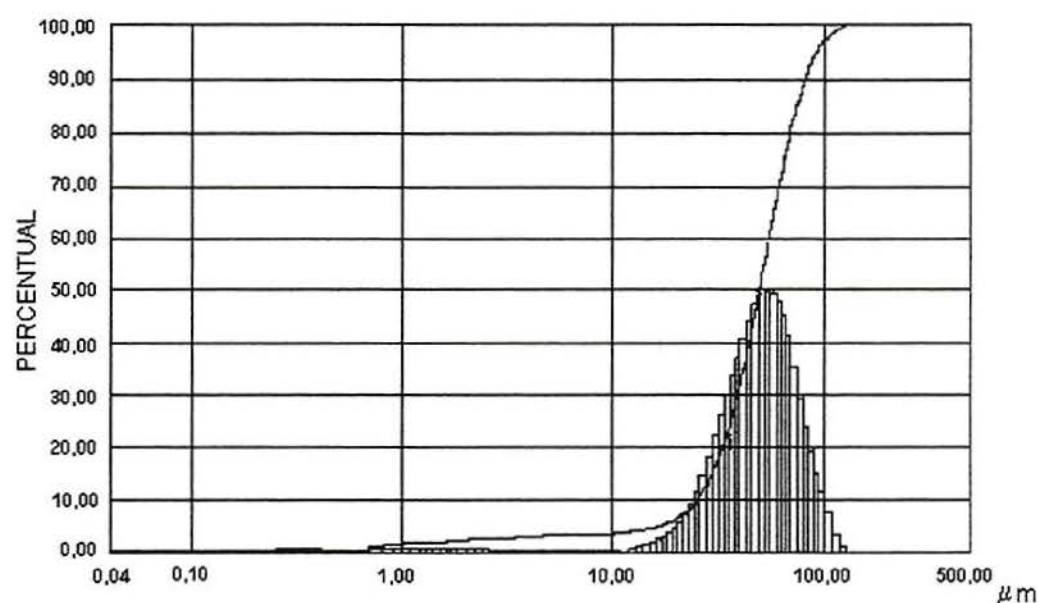


Figura 1 - Análise granulométrica do pó de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  utilizado.

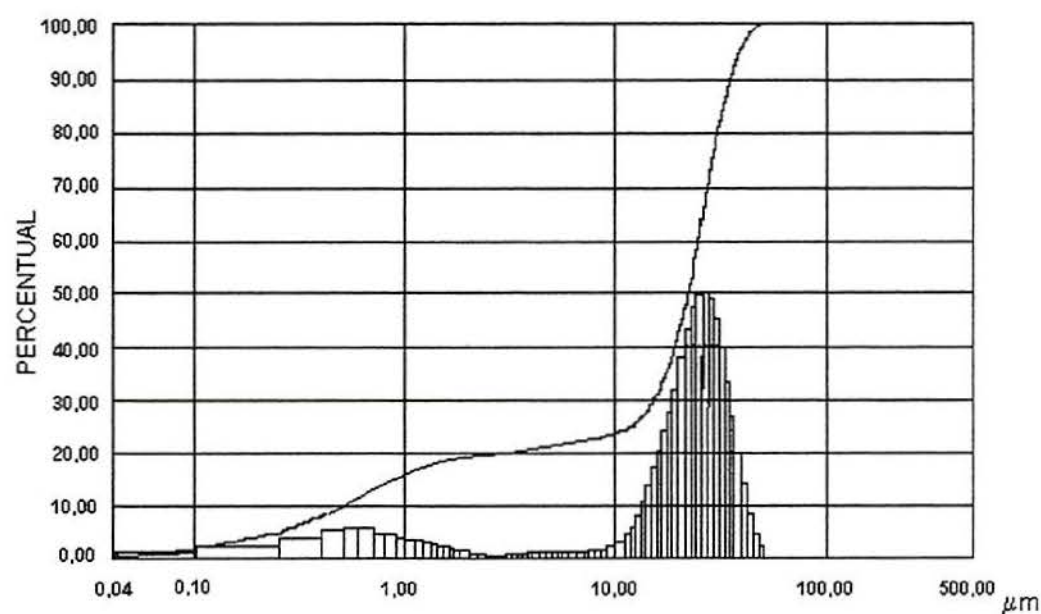


Figura 2 - Análise granulométrica do pó de  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2$  utilizado.



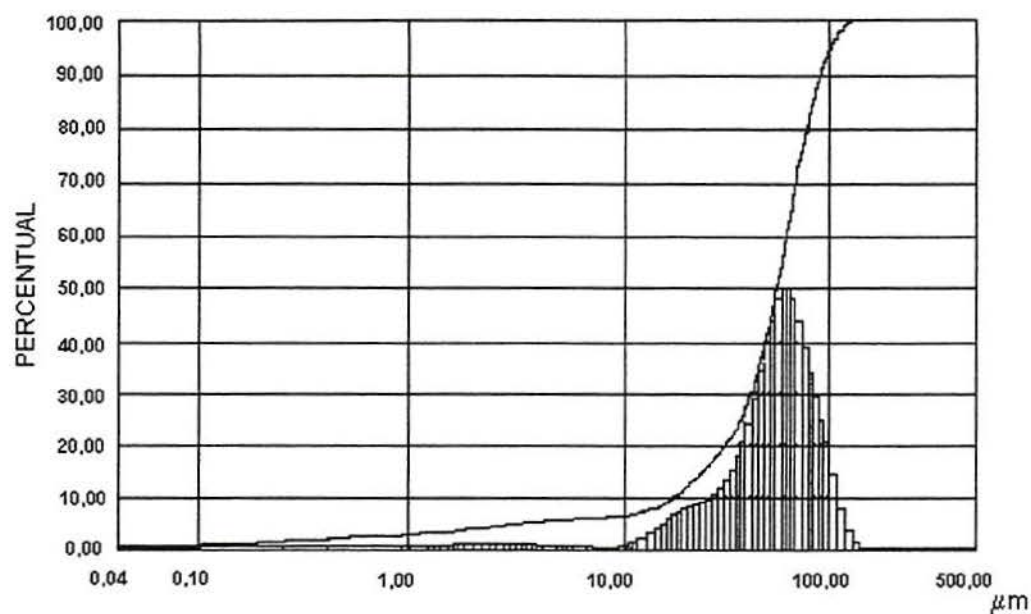


Figura 3 - Análise granulométrica do pó de  $ZrO_2+Y_2O_3$  utilizado.

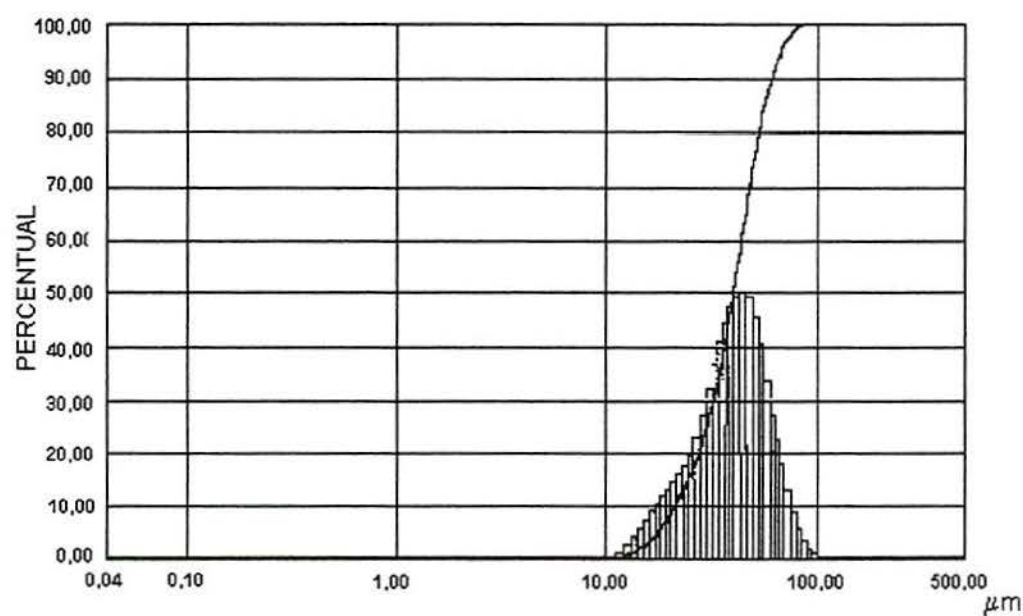


Figura 4 - Análise granulométrica do pó de WC-Co(12%) utilizado.

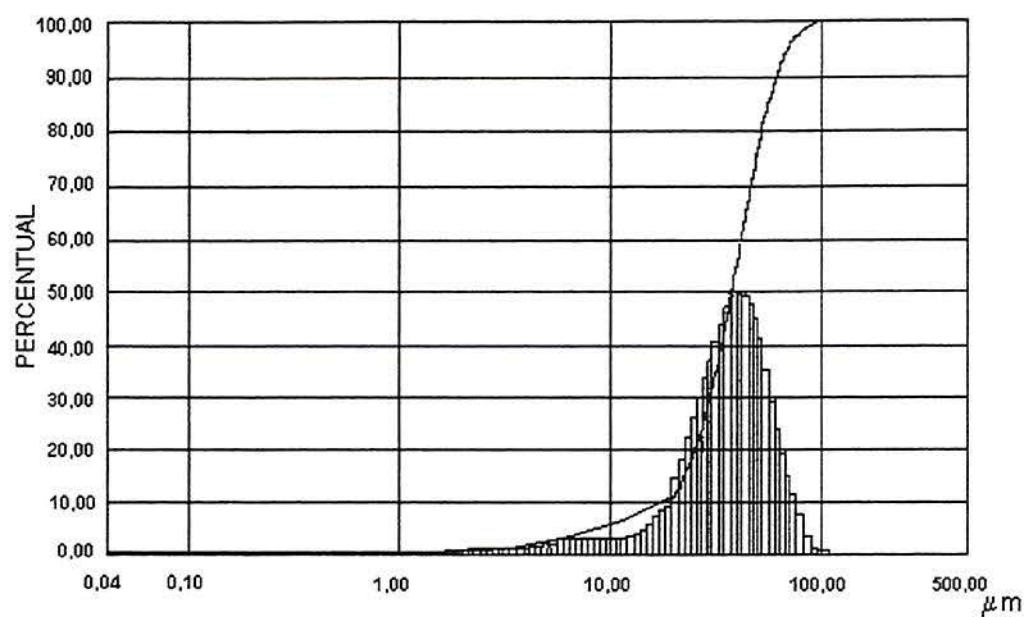


Figura 5 - Análise granulométrica do pó de WC-Co(17%) utilizado.

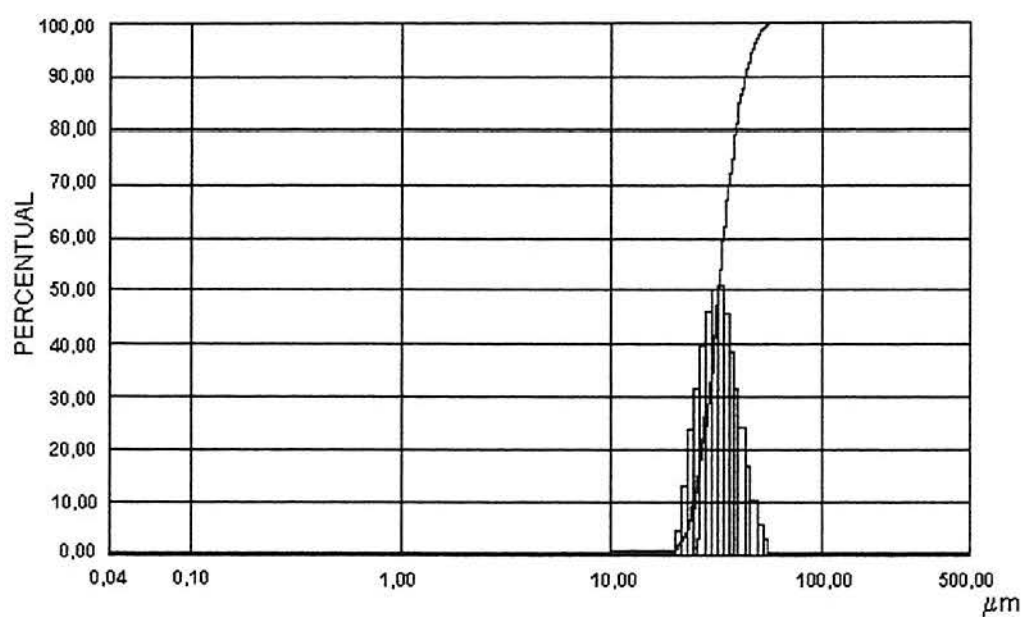


Figura 6 - Análise granulométrica do pó metálico à base de Cr-Ni-W utilizado.

**ANEXO B - Difratogramas dos sistemas WC-Co(12%), WC-Co(17%) e  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  (antes e após a aspersão).**

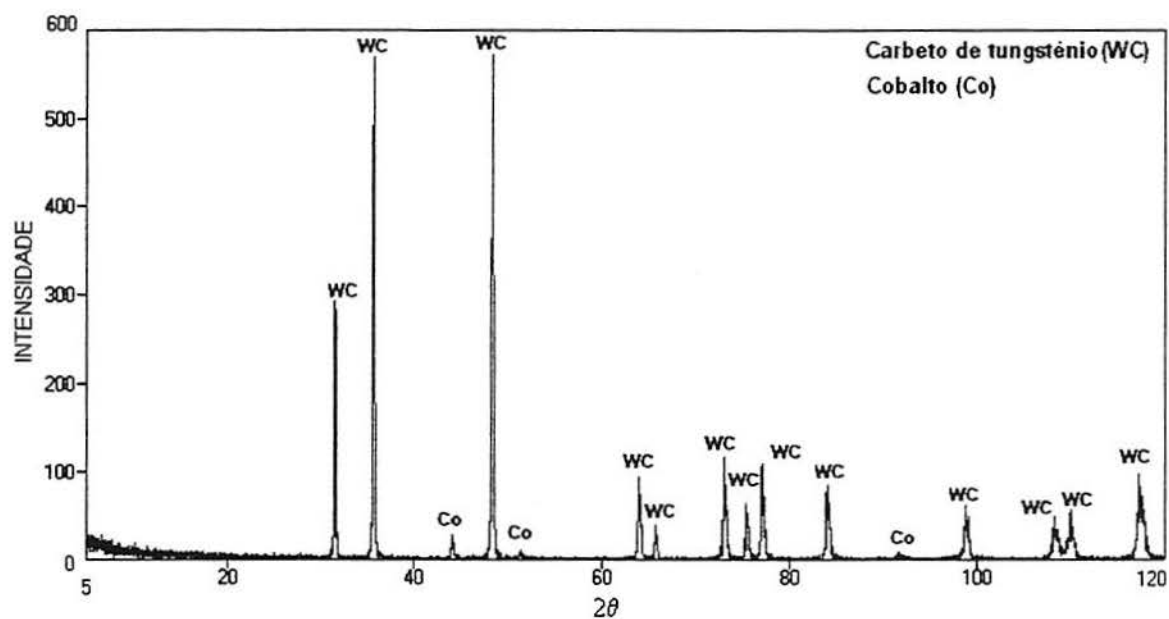


Figura 7 - Difratograma do pó de WC-Co(12%) utilizado.

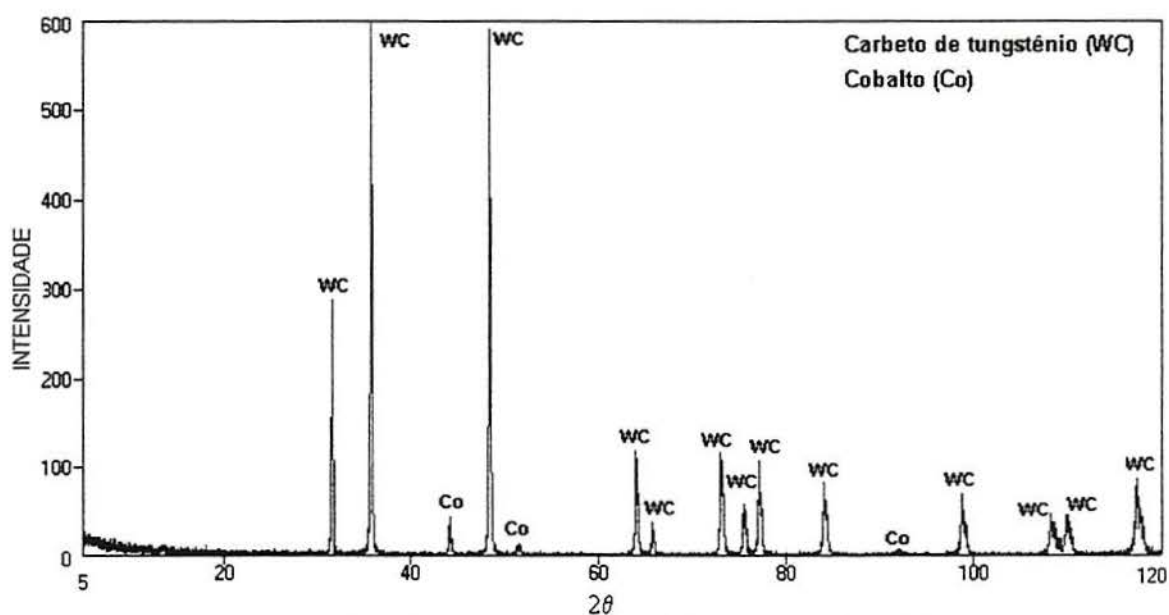


Figura 8 - Difratograma do pó de WC-Co(17%) utilizado.



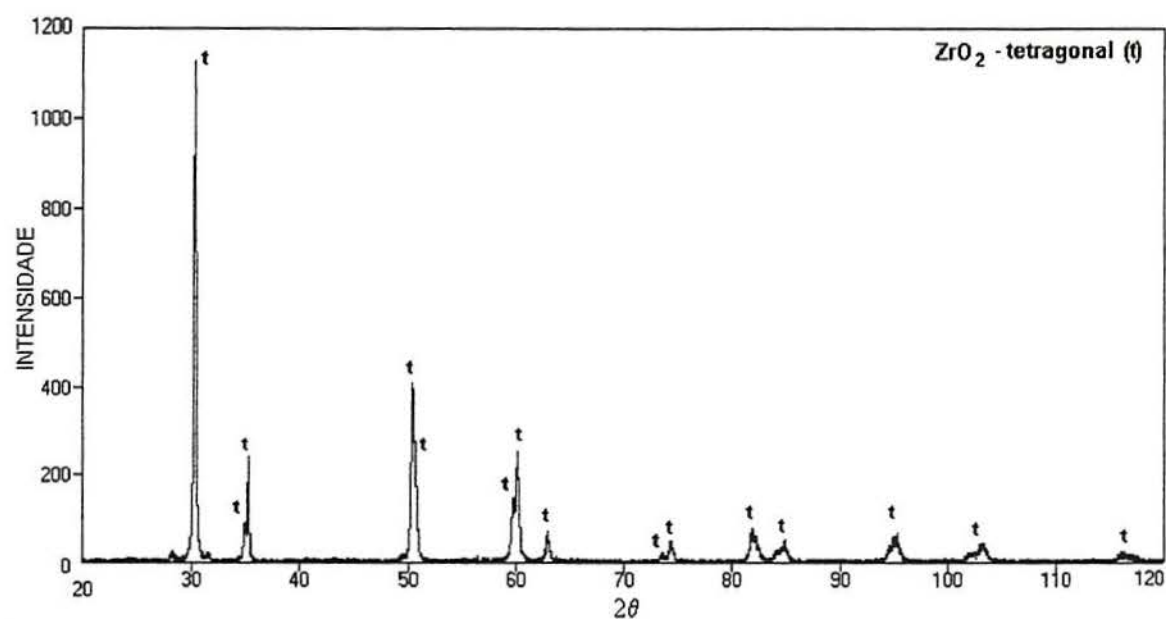


Figura 11 - Difratoograma, após procedimento de desgaste, do pó de  $\text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$  utilizado.

A seguir serão apresentadas as Tabelas dos dados utilizados para a elaboração dos difratogramas.

Tabela 1 - Dados referente a alumina- $\alpha$  (Ficha 10-0173).

d (Å)	I / I <sub>0</sub>	2 theta	hkl
3,479	75	25,583	012
2,552	90	35,135	104
2,379	40	37,783	110
2,165	1	41,683	006
2,085	100	43,362	113
1,964	2	46,182	202
1,74	45	52,551	024
1,601	80	57,517	116
1,546	4	59,767	211
1,514	6	61,164	122
1,51	8	61,343	018
1,404	30	66,546	214
1,374	50	68,196	300
1,337	2	70,357	125
1,276	4	74,266	208
1,239	16	76,88	1-0-10
1,234	8	77,226	119
1,189	8	80,692	220
1,16	1	83,216	306
1,147	6	84,375	223
1,138	2	85,18	131
1,125	6	86,375	312
1,124	4	86,461	128
1,098	8	89,017	0-2-10
1,083	4	90,662	0-0-12
1,078	8	91,201	134
1,042	14	95,259	226
1,017	2	98,406	042
0,997	12	101,091	2-1-10
0,985	1	102,78	1-1-12
0,981	4	103,345	404
0,943	1	109,522	321
0,941	1	109,832	1-2-11
0,934	4	111,029	318
0,917	4	114,125	229
0,907	14	116,141	324
0,905	4	116,63	0-1-14
0,899	8	117,901	410
0,888	1	120,233	235
0,88	4	122,071	413
0,869	2	124,646	048
0,858	12	127,73	1-3-10
0,850	4	129,916	3-0-12
0,846	4	131,148	2-0-14
0,830	22	136,16	146
0,813	4	142,396	1-1-15
0,807	11	145,208	4-0-10
0,798	7	149,286	054
0,797	14	150,243	1-0-16
0,793	13	152,444	330

Tabela 2 - Dados referentes a alumina- $\gamma$  (Ficha 10-0425).

d (Å)	I / I <sub>0</sub>	2 theta	hkl
4,56	40	19,45	111
2,8	20	31,935	220
2,39	80	37,603	311
2,28	50	39,49	222
1,977	100	45,861	400
1,52	30	60,896	511
1,395	100	67,032	440
1,14	20	85,014	444
1,027	10	97,185	731
0,989	10	102,31	800
0,884	10	121,233	840
0,806	20	145,756	844

Tabela 3 - Dados referentes a zircônia-tetragonal (17-0923).

d (Å)	I / I <sub>0</sub>	2 theta	hkl
2,96	100	31,167	111
2,6	18	34,466	002
2,54	25	35,307	200
2,12	6	42,61	112
1,83	65	49,785	202
1,81	35	50,373	220
1,71	2	53,545	221
1,575	25	58,558	113
1,547	45	59,724	311
1,493	12	62,118	222
1,377	2	68,027	312
1,363	2	68,823	321
1,312	4	71,903	004
1,281	8	73,927	400
1,233	2	77,323	114
1,204	2	79,548	330
1,19	12	80,675	313
1,179	8	81,586	331
1,169	6	82,435	204
1,161	4	83,128	
1,147	4	84,375	420
1,064	6	92,762	224
1,053	10	94,026	005
1,018	4	98,341	314



Tabela 4 - Dados referentes a zircônia-monoclínica (Ficha 37-1484)

d(A)	I / I <sub>0</sub>	2 theta	hkl
5,087	3	17,418	001
3,697	14	24,047	110
3,639	10	24,44	011
3,164	100	28,174	-111
2,84	68	31,467	111
2,622	21	34,159	200
2,606	11	34,382	020
2,539	13	35,308	002
2,499	2	35,899	-201
2,342	1	38,395	-210
2,334	4	38,539	120
2,284	1	39,409	012
2,252	1	39,989	-211
2,213	12	40,723	-112
2,191	5	41,148	201
2,18	5	41,372	-121
2,02	7	44,824	211
1,991	6	45,52	-202
1,859	2	48,947	-212
1,848	18	49,264	220
1,818	22	50,114	022
1,803	13	50,557	-221
1,782	5	51,191	-122
1,693	11	54,102	003
1,677	1	54,678	221
1,66	11	55,268	122
1,657	11	55,398	310
1,652	9	55,568	-311
1,643	6	55,881	031
1,61	7	57,166	-113
1,592	4	57,859	-131
1,582	3	58,266	-222
1,545	8	59,773	131
1,539	7	60,053	-203
1,509	5	61,365	311
1,495	5	61,982	-312
1,477	8	62,836	113
1,452	1	64,077	320
1,448	2	64,248	230
1,434	1	64,964	032
1,426	2	65,381	-231
1,42	6	65,698	023
1,416	4	65,882	-132
1,361	1	68,909	231
1,349	1	69,618	321
1,339	1	70,188	-322
1,325	2	71,069	-223
1,321	4	71,297	401
1,311	1	71,947	400
1,308	1	72,101	-232

Continuação da Tabela 4 - Dados referentes a zircônia-monoclínica (371484).

d(A)	I/I <sub>0</sub>	2theta	hkl
1,303	1	72,447	040
1,3	1	72,64	312
1,286	1	73,578	-313
1,269	2	74,68	004
1,264	4	75,044	140
1,245	1	76,407	-114
1,232	1	77,389	330
1,222	1	78,076	401
1,212	1	78,864	033

Tabela 5 - Dados referentes ao W<sub>2</sub>C (Ficha 20-1315)

d (A)	I / I <sub>0</sub>	2 theta	hkl
2,596	40	34,521	002
2,363	35	38,049	200
2,276	100	39,563	102
1,749	35	52,26	221
1,502	30	61,705	040
1,348	40	69,699	321
1,299	10	72,737	004
1,268	40	74,814	240
1,253	30	75,867	142
1,183	15	81,252	400
1,14	5	85,014	242
1,139	10	85,106	
1,077	20	91,32	421

Tabela 6 - Dados referentes ao WC (25-1047).

d (A)	I / I <sub>0</sub>	2 theta	hkl
2,84	45	31,474	001
2,518	100	35,625	100
1,884	100	48,265	101
1,454	20	63,979	110
1,42	6	65,701	002
1,294	25	73,063	111
1,259	14	75,442	200
1,236	30	77,1	102
1,151	20	84,014	201
1,015	14	98,734	112
0,951	10	108,185	210
0,946	1	109,026	003
0,942	10	109,711	202
0,902	20	117,292	211

Tabela 7 - Dados referentes ao Titanato de alumínio- $\beta$  (41-0258).

d (Å)	I / I <sub>0</sub>	2 theta	hkl
4,819	15	18,393	020
4,716	66	18,8	200
3,373	29	26,398	220
3,357	100	26,523	101
3,171	8	28,115	111
2,754	3	32,484	121
2,655	68	33,724	230
2,367	9	37,982	301
2,359	10	38,104	400
2,321	6	38,756	131
2,298	1	39,154	311
2,292	2	39,273	410
2,147	19	42,047	240
2,124	8	42,507	321
2,119	18	42,627	420
1,958	1	46,311	141
1,906	15	47,666	331
1,902	31	47,772	430
1,795	27	50,794	002
1,785	10	51,106	250
1,688	18	54,27	341
1,686	14	54,347	440
1,683	9	54,459	022
1,678	4	54,619	202
1,672	2	54,831	151
1,607	11	57,25	060
1,585	2	58,125	222
1,578	13	58,396	521
1,573	7	58,634	600
1,552	3	59,488	610
1,521	3	60,81	260
1,495	6	62	620
1,495	6	62	351
1,493	6	62,088	450
1,488	17	62,346	232
1,482	19	62,586	531
1,45	4	64,176	161
1,44	1	64,642	042
1,429	3	65,206	402
1,413	1	66,062	630
1,377	4	67,977	242
1,374	5	68,197	541
1,37	5	68,397	422
1,33	3	70,782	361
1,328	2	70,861	460
1,322	3	71,217	270
1,317	1	71,55	640
1,306	7	72,28	432
1,274	2	74,336	171
1,266	3	74,912	252



Continuação da Tabela 7 - Referente aos dados do titanato de alumínio (41-0258).

d(A)	I/Io	2theta	hkl
1,263	2	75,148	551
1,262	2	75,201	701
1,251	5	75,971	711
1,221	3	78,205	721
1,219	3	78,361	650
1,205	1	79,4	080
1,198	7	80,023	062
1,191	1	80,595	371
1,19	1	80,671	470
1,187	2	80,84	103
1,174	2	81,932	731
1,174	2	81,932	612
1,171	1	82,252	810
1,161	1	83,101	262
1,158	1	83,335	561
1,146	1	84,459	820
1,124	1	86,476	660
1,118	1	87,053	741
1,114	1	87,438	133
1,11	1	87,82	632
1,1	1	88,12	830
1,09	1	89,899	323

# ANEXO C - Tabelas com os respectivos valores de desgaste abrasivo, porosidade, rugosidade, microdureza e densidade.

Tabela 1 - Valor médio e respectivo desvio padrão do desgaste medido dos sistemas utilizados com as condições padrão: pré-aquecimento de 30 s, espessura da camada de 0,5 mm e distância de aspersão de 80 mm para os sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ ; de 110 mm para o sistema  $\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$  e de 350 mm para os sistemas WC-Co(12%), WC-Co(17%) e Liga Ni-Cr-W.

Sistemas	Desgaste ( $\text{mm}^3$ )
$\text{Al}_2\text{O}_3$	$9,02 \pm 0,004$
$\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$	$6,10 \pm 0,001$
$\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$	$26,40 \pm 0,6$
WC-Co(12%)	$0,70 \pm 0,001$
WC-Co(17%)	$1,33 \pm 0,001$
Liga Ni-Cr-W	$4,46 \pm 0,002$

Tabela 2 - Valor médio e respectivo desvio padrão do desgaste medido dos sistemas utilizados com variações no tempo de pré-aquecimento do substrato.

Sistemas	Desgaste ( $\text{mm}^3$ )		
	sem	15 s	45 s
$\text{Al}_2\text{O}_3$	$11,33 \pm 0,004$	$10,57 \pm 0,002$	$14,10 \pm 0,1$
$\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$	$3,30 \pm 0,01$	$6,24 \pm 0,004$	$10,21 \pm 0,001$
$\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$	$44,61 \pm 0,03$	$33,00 \pm 0,02$	$57,50 \pm 0,02$
WC-Co(12%)	$0,62 \pm 0,002$	$0,73 \pm 0,001$	$0,78 \pm 0,001$
WC-Co(17%)	$1,63 \pm 0,002$	$1,70 \pm 0,002$	$1,73 \pm 0,001$
Liga Ni-Cr-W	$4,35 \pm 0,01$	$4,55 \pm 0,002$	$4,50 \pm 0,001$

Tabela 3 - Valor médio e respectivo desvio padrão do desgaste medido dos sistemas utilizados com variações na distância de aspersão (pistola-substrato).

Sistemas	Desgaste ( $\text{mm}^3$ )	
	Redução da distância	Aumento da distância
$\text{Al}_2\text{O}_3$	$14,61 \pm 0,004$	$15,11 \pm 0,004$
$\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$	$2,34 \pm 0,001$	$4,11 \pm 0,01$
$\text{ZrO}_2+\text{Y}_2\text{O}_3$	$35,72 \pm 0,02$	$42,61 \pm 0,01$
WC-Co(12%)	$0,62 \pm 0,001$	$0,68 \pm 0,001$
WC-Co(17%)	$1,44 \pm 0,001$	$1,68 \pm 0,002$
Liga Ni-Cr-W	$3,98 \pm 0,001$	$4,49 \pm 0,003$

Tabela 4 - Valor médio e respectivo desvio padrão do desgaste medido dos sistemas utilizados com a redução da espessura da camada depositante (0,25 mm).

Sistemas	Desgaste (mm <sup>3</sup> )
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	9,57 ± 0,01
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiO <sub>2</sub>	6,07 ± 0,002
ZrO <sub>2</sub> +Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	29,78 ± 0,01
WC-Co(12%)	1,41 ± 0,004
WC-Co(17%)	0,62 ± 0,001
Liga Ni-Cr-W	4,45 ± 0,001

Tabela 5 - Valor médio e respectivo desvio padrão da porosidade dos revestimentos utilizados em condição padrão: pré-aquecimento do substrato de 30 s; espessura da camada de 0,5 mm e distância de aspersão de 80 mm para os sistemas Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiO<sub>2</sub>; de 110 mm para o sistema ZrO<sub>2</sub>+Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e de 350 mm para os sistemas WC-Co(12%), WC-Co(17%) e Liga Ni-Cr-W.

Sistemas	Porosidade (%)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5,4 ± 1,1
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiO <sub>2</sub>	4,0 ± 0,6
ZrO <sub>2</sub> +Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8 ± 0,6
WC-Co(12%)	1,8 ± 0,04
WC-Co(17%)	1,5 ± 0,4
Liga Ni-Cr-W	0,8 ± 0,08

Tabela 6 - Valor medido e respectivo desvio padrão da porosidade dos revestimentos de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiO<sub>2</sub> aspergidos termicamente com variação do tempo de pré-aquecimento do substrato.

Sistemas	Porosidade (%)		
	sem	15 s	45 s
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5,3 ± 0,1	5,7 ± 0,1	13,4 ± 0,5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiO <sub>2</sub>	1,8 ± 0,1	2,7 ± 0,2	7,0 ± 0,2

Tabela 7 - Valor medido e respectivo desvio padrão da porosidade dos revestimentos de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiO<sub>2</sub> aspergidos termicamente com variação da distância de aspersão.

Sistemas	Porosidade (%)	
	Redução	Aumento
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,4 ± 0,05	9,1 ± 0,05
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiO <sub>2</sub>	1,9 ± 0,02	5,8 ± 0,04



Tabela 8 - Valor médio e respectivo desvio padrão da porosidade (%) medida do sistema  $ZrO_2+Y_2O_3$ , sem pré-aquecimento do substrato e com aumento da distância de aspersão (165 mm).

Sistema	Porosidade (%)	
	Sem pré-aquecimento	Aumento da distância
$ZrO_2+Y_2O_3$	$5,5 \pm 0,05$	$7,1 \pm 0,04$

Tabela 9 - Valor médio da microdureza medida dos sistemas utilizados após o procedimento de desgaste.

Sistemas	Microdureza (MPa)
$Al_2O_3$	8452,3
$Al_2O_3+TiO_2$	9053,6
$ZrO_2+Y_2O_3$	8197,2
WC-Co(12%)	10069,9
WC-Co(17%)	11285,4
Liga Ni-Cr-W	8002,9

Tabela 10 - Valor médio da rugosidade medida dos sistemas utilizados após o procedimento de desgaste.

Sistemas	Rugosidade ( $\mu m$ )
$Al_2O_3$	0,67
$Al_2O_3+TiO_2$	0,72
$ZrO_2+Y_2O_3$	1,92
WC-Co(12%)	0,32
WC-Co(17%)	0,46
Liga Ni-Cr-W	0,63

Tabela 11 - Respective valores de densidade usados para o cálculo de perda de volume no procedimento de desgaste abrasivo.

Sistemas	Densidade ( $g/cm^3$ )
$Al_2O_3$	3,97
$Al_2O_3+TiO_2$	3,95
$ZrO_2+Y_2O_3$	6,0
WC-Co(12%)	14,6
WC-Co(17%)	13,9
Liga Ni-Cr-W	9,89